E 3280

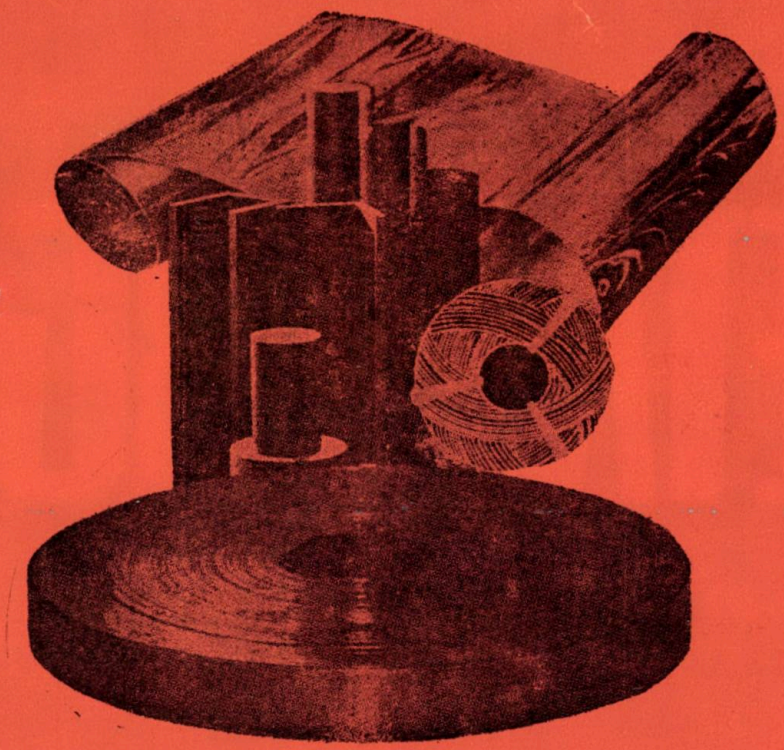
R 1986 FEB 17

Kohászat

METALURGIA

1

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXXVIII • NR. 1 • IANUARIE 1986



METALEXPORTIMPORT

FOREIGN TRADE COMPANY
BUCHAREST • ROMANIA

OFFERS :

- steel bars and shapes
- reinforcing steel bars
- cold formed profiles
- carbon and alloy steel
- commercial qualities, shipbuilding and boiler plates
- hot rolled coils
- cold rolled sheets and galvanized coils
- seamless steel line pipes; casing
- longitudinal welded line pipes
- welded black and galvanized steel tubes
- drawn steel wires, prestressed concrete wires and wire ropes
- welding electrodes for carbon and alloy-steels
- wire nails
- industrial and anchor chains
- aluminium and alloyed-aluminium products (ingots, cold rolled sheets and strips, foils, properzi wires)

„METALEXPORTIMPORT"
Bucharest-Romania 23-25, Mendeleev Street
TELEX: 11515 TELEPHONE 620, 621

METALURGIA

Anul 38 Nr. 1 Ianuarie 1986

CUPRINS

Hătărăscu, Ov. : **Posibilități de creștere a randamentului de exploatare a gurilor de vînt** 5

Păcurar, I. : **Procedeu și instalație de desulfurare a fontei în afara furnalului** 9

Adam, G. și *Ilie, N.* : **Metode de recondiționare a utilajelor siderurgice fără demontare** 13

Apa, L. : **Cercetări noi privind aplicarea metodei echivalenței elementelor de aliere la calcularea solubilității hidrogenului în oțelurile aliate** 17

Popescu, Anca : **Cercetări experimentale privind influența coroiajului asupra unor caracteristici de exploatare ale oțelului rapid Rp5** 21

Fâc, R., Duma, T. și *Sârbu, N.* : **Influența temperaturii și timpului de încălzire asupra fiabilității frezelor tip ciupercă prelucrate termic la temperaturi criogenice** 25

Atanasiu, N : **Aplicațiile microscopiei electronice în studiul materialelor** 28

Sofroni, L. și *Cocolaș, S.* : **Durificarea superficială a formelor și miezurilor prin impregnare cu soluții de silicat de sodiu** 34

Dinescu, L., Bozocea, E., Crăciunescu, C. și *Ionescu, C.* : **Caracteristicile mecanice ale fontelor cu grafit vermicular la temperaturi joase** 37

Munteanu, Al. : **Tratamentul termic de călire izotermă a fontelor cu grafit nodular** 41

Ripoșan, I. : **Perfecționări constructive și tehnologice ale cubiloului, la 125 de ani de la apariția acestuia** 47

CONFERINȚĂ 54

REVISTA REVISTELOR 12, 55

COLEGIUL DE REDACȚIE

NECULAI AGACHI, PIA BĂLU, GHEORGHE BUJGOI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, TRAIAN DUMITRESCU, MIHAIL ENACHE, SUZANA GÂDEA, CONSTANTIN IONESCU, PETRE MARCU, ION MOLDOVAN, MIHAI NICULESCU, IULIU OVESEA, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENTIE SOFRONI — președintele colegiului, CORNEL STĂNESCU, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU, CORNELIU VELINCOV, VASILE VULCU

Tehnoredactor : EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex : 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—23, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu nr. 23—25, București

„I. P. „Informația" — c. 1680

CONTENTS

DC. 669.162.2

Hătărăscu, Ov.: **Ways of increasing the operation yield of tuyeres**

The author review the possibilities of increasing the tuyere durability and replacing coke by methane gas.

The paper presents the results of using chrome protected tuyeres and the results of methane blowing through tuyere flange, using two cylindrical tuyeres.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 5—8

DC : 669.162.2

Păcurar, I. : **Process and equipment for pig iron desulphuration outside the blast furnace**

At the C.S. Galaţi complex it was decided that the pig iron desulphuration can be done outside the blast furnace, on an equipment based on immersion lance and pulverulent desulphuration agents and placed between the blast furnace and the steelwork.

The equipment was designed in order to turn to better account an industrial type of scrap, such as ground lime, thus obtaining low sulphur cast iron, under the conditions of lower quality iron ore and coke used in the blast furnaces.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 9—12

DC : 621.797

Adam, G. and *Ilie, N.* : **Reconditioning methods of steelmaking facilities without dismantling**

Metalurgia, 38 (1986), nr. 1, p. 13—16

DC : 669.788 : 669. 15—194

Apa, L. : **New researches on the method of alloying element equivalence applied to the calculation of hydrogen solubility in alloy steels**

The paper presents a simplified process of the method of alloying element equivalence for the calculation of hydrogen solubility in binary ferrous alloys with several components to a temperature of 1600°C and a pressure of 1 atm. The silicon was chosen as a reference element and the concentration of other alloying elements was expressed in silicon equivalent. The equivalence factors are determined from the ratio between the interaction parameters.

There is a satisfying concordance between the experimental data and the data resulted from the calculation.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 17—20

DC : 669.15—194

Popescu, Anca : **Experimental researches on the influence of the reduction rate on the operation characteristics of Rp5 high-speed steel**

The author intended to show the influence of the reduction on structural and hardness characteristics, during the final heat treatment. The reduction rate factor influences the state of carbide and the carbide ratio after quenching and tempering.

The mathematical analysis of the available data has led to the determination of quantitative relationship between certain structural characteristics (carbide ratio, segregation point, d_m for the austenitic grain) and the reduction rate factor.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 21—24

DC : 621.914.2 : 621.78

Fâc, R., Duma, T. and *Sîrbu, N.* : **The influence of temperature and heating period on the reliability of cutter with mushroom-shaped head heat treated at cryogenic temperature**

The authors intend to clarify certain aspects related to the correlation between the reliability of cutters for the processing of railways small material and the technological parameters of heat treatment. The authors noticed that this type of cutters cooled within negative temperatures present a better operation behaviour, as compared to the conventionally heat treated cutters.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 25—27

DC : 620.187

Atanastu, N. : **Applications of electronic microscopy in the study of materials**

The electronic microscopy (EM) method contributes to pinpointing the relation of dependence between the structure and properties of the materials which had been analysed.

In this regard, four electronic microscopy methods have been developped, namely : high resolution EM, analytical EM, in situ EM and surface EM. By analysing and comparing these methods, the authors shows their advantages and disadvantages.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 28—33

DC : 66.046

Sofroni, L., Cocolaş, S. and *Cohn, E.* : **Superficial hardening of moulds and cores by soaking method with sodium silicate**

The paper analyses the effect of core soaking with sodium silicate, determining the value of optimum density for the soaking solution (1,37 g/cm²).

The authors noticed that the soaking operation increases core resistance, which allows the decrease of the sodium silicate ratio in the moulding sand used in the manufacture of cores which harden by CO_2 blowing.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 34—36

DC : 669.13

Dinescu, L., Bozocea, E., Crăciunescu, C. and *Ionescu, C* : **The mechanical characteristics of vermiculary graphite cast iron at low temperatures**

The structure of vermicular graphite cast iron plays an important part in the low temperature behaviour of this type of cast iron.

The bainitic structure has contributed to improve the low temperature behaviour of vermicular graphite cast iron. The resilience of bainitic vermicular graphite cast iron at —70°C is similar to that of ferito-perlitic vermicular graphite cast iron at 0°C.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 37—40

DC : 66.046 : 669.131.622

Munteanu, Alex. : **Isothermal quenching heat treatment for nodular graphite cast iron**

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 41—46

DC : 621.745.552.3

Ripoşan, I. : **Erection and technological improvements of the cupola design after 125 years of service**

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 47—53

INHALT

DK : 669.162.2

Hătăraşcu, Ov. : **Möglichkeiten der betrieblichen Leistungssteigerung der Windformen**

In der Arbeit werden die Möglichkeiten der Haltbarkeitssteigerung der Windformen und der Ersetzung des Kokses mit Methangas aufgezählt.

Es werden die Ergebnisse der Verwendung der Windformen mit chrombeschichteten Oberflächen und der Methangaseinblasung mit zwei zylindrischen Kraftstoffdüsen durch den Windformflansch behandelt.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 5—8

DK : 669.162.2

Păcurar, I. : **Verfahren und Anlagen zur Roheisenentschwefelung ausserhalb des Hochofens**

Beim Eisenhüttenkombinat Galatz ist vorgesehen, dass die Roheisenentschwefelung ausserhalb des Hochofens stattfinden soll und zwar in einer Anlage, die mit Tauchlanze versehen ist und gemäss dem Tauchverfahren mit pulverförmigen Entschwefelungsmitteln arbeitet. Die Anlage befindet sich im warmen Arbeitsgang zwischen dem Hochofen und dem Stahlwerk.

Die Anlage wurde für die Verwertung industrieller Abfälle, wie zerkleinerter Kalk, entworfen und stellt schwefelarmes Roheisen her, unter den Bedingungen der Senkung der Erz- und Koksqualität.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 9—12

Adam, G. und *Ilie, N.* : **Methoden für die Wiederinstandsetzung ohne Auseinanderbauung der Eisenhütteneinrichtung**

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 13—16

DK : 669.788 : 669.15—194

Apa, L. : **Neue Forschungen zur Anwendung der Methode der äquivalenten Wirkung der Legierungselemente bei der Berechnung der Wasserstofflöslichkeit in den legierten Stählen**

In der Arbeit wird eine vereinfachte Methode der äquivalenten Wirkung der Legierungselemente für die Berechnung der Wasserstofflöslichkeit in den binären Eisenlegierungen und in jenen mit vielen Bestandteilen, bei Temperaturen von 1600°C und bei einem Druck von 1 Atm vorgestellt. Als Bezugselement wurde Silizium ausgesucht und die Konzentration der restlichen Legierungselemente wurde in Siliziumäquivalent ausgedrückt ; die Äquivalenzfaktoren wurden in Verhältnis mit den Wirkungsparametern bestimmt. Man stellt eine befriedigende Übereinstimmung der Experimental- und der Rechendaten fest.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 17—20

DK : 669.15—194

Popescu, Anca : **Experimentelle Forschungen zum Einfluss des Verformungsgrades auf die Betriebseigenschaften des Rp 5-Stahles**

Der Autor war bestrebt den Einfluss des Verformungsgrades auf einige Gefüge-und Härteeigenschaften während der Endwärmebehandlung der Rp 5-Schnellstähle hervorzuheben.

Der Verformungsgrad beeinflusst den Zustand der Karbidphase und den Karbidanteil nach der Härtung und dem Anlassen.

Mengenverhältnisse zwischen einigen Gefügeeigenschaften (Karbidanteil, Seigerungspunkt, mittlerer Durchmesser der Austenitkörner u.s.w.) und des Verformungsgrades ermöglicht.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 21—24

DK : 621.914.2 : 621.78

Fâc, R., Duma, T. und *Strbu, N.* : **Der Einfluss der Temperatur — und der Erwärmungsdauer auf die Sicherheit der bei kryogener Temperatur wärmebehandelter Pilzfräse**

Die Arbeit behandelt einige Aspekte des Zusammenhanges zwischen der Sicherheit der Fräser für die Bearbeitung des Eisenbahnkleinmaterials und den technologischen Parameter derer Wärmebehandlung. Man hat festgestellt, dass die Pilzfräser, die bei Minustemperaturen abgekühlt werden, sich im Betrieb besser bewähren als jene, die durch die übliche Methode wärmebehandelt werden.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 25—27

DK : 620.187

Atanasiu, N. : **Anwendungen der Elektronenmikroskopie in der Werkstoffkunde**

Die Anwendung der elektronenmikroskopischen Methode trägt zur Hervorhebung des Abhängigkeitsverhältnisses zwischen dem Gefüge und den analysierten Werkstoffeigenschaften bei. Dafür wurden vier elektronenmikroskopische Methoden vervollkommnet, u.zw. : die elektronische Hochauflösungsmikroskopie, die analytische Elektronenmikroskopie, die in situ Mikroskopie und die Oberflächenmikroskopie. Der Autor studiert und vergleicht diese vier Methoden, indem er ihre Vor-und Nachteile unterstreicht.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 28—33

DK : 66.046

Sofroni, L., Cocolaş, S. und *Cohn, E.* : **Die Oberflächenhärtung der Giessformen und der Kerne durch Imprägnierung mit Natriumsilikatlösungen**

Die Arbeit analysiert die Wirkung der Kernimprägnierung mit Natriumsilikatlösungen und legt als optimale Dichte der Imprägnierungslösung einen Wert von 1,37 g/cm³ fest.

Man stellt fest, dass die Impregnierung den Kernwiderstand erhöht, was die Herabsetzung des Natriumkarbidanteils aus den Formgebungsmischungen, die bei der Kernbildung — und Härtung durch Kohlenstoffeinblasung Verwendung findet, ermöglicht.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 34—36

DK : 669.13

Dinescu, L., Bazocea, E., Crăciunescu, C. und *Ionescu, C.* : **Die mechanischen Eigenschaften der Gusseisen mit Vermikulargraphit bei niedrigen Temperaturen**

Das Gefüge des Gusseisens mit Vermikulargraphit hat einen grossen Einfluss auf deren Verhalten bei niedrigen Temperaturen. Bei einer Temperatursenkung unter 0°C des Gusseisens mit Vermikulargraphit mit eisen-perlitischem Gefüge finden eine Erhöhung der Zugfestigkeit und eine leichte Verminderung der Verformbarkeit und der Zähigkeit statt.

Das bainitische Gefüge hat das Verhalten des Gusseisens mit Vermikulargraphit bei niedrigen Temperaturen verbessert. Die Kerbschlagfestigkeit des bainitischen Gusseisens mit Vermikulargraphit bei Temperaturen von —70°C ist gleich mit der des eisen-perlitischen Gusseisens mit Vermikulargraphit bei Temperaturen von 0°C.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 37—40

DK : 66.046 :669.131.6

Munteanu, Al. : **Wärmebehandlung für die isotherme Härtung des Gusseisens mit Kugelgraphit**

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 41—46

DK : 621.745.552.3

Ripoşan, I. : **Bauliche und technologische Verbesserung der Kupolöfen nach 125 Jahren seit ihrer Einführung**

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 47—53

SOMMAIRE

DC : 669.162.2

Hătărăscu, Ov. : **Possibilités d'augmentation du rendement d'exploitation des tuyères**

On présente les possibilités d'augmentation de la durabilité des tuyères et de remplacement du coke par le gas méthane.

L'auteur présente les résultats de l'utilisation des tuyères protégées d'une couche de chrome et les résultats de l'insufflation du gas méthane par la bride des tuyères en utilisant deux buses cylindriques.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1. p. 5—8

CD : 669.162.2

Păcurar, I. : **Processus et installation de désulfuration de la fonte hors du haut fourneau**

Au combinat sidérurgique de Galaţi on a pris la décision d'exécuter la désulfuration de la fonte hors du haut fourneau, sur une installation conçue selon le processus lance d'immersion et agents de désulfuration pulverulants; l'installation sera placée dans le flux chaud entre le haut fourneau et l'aciérie.

Cette installation a été projetée pour la mise en valeur de la petite chaux et on a obtenu de la fonte à contenu réduit de souffre, en utilisant du minerai et du coke de qualité inférieure.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 9—12

CD : 621.797

Adam, G. et *Ilie N.* : **Méthodes de reconditionnement des outillages sidérurgiques sans démontage**

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 13—16

CD : 669—788 :669.15.941

Apa, L. : **Recherches concernant l'application de la méthode de l'équivalance des éléments d'alliage pour calculer la solubilité de l'hydrogène dans les aciers alliés**

On présente une variante simplifiée de la méthode de l'équivalance des élements d'alliage pour calculer la solubilité de l'hydrogène en alliages ferreux binaires et a plusieurs composants à 1600°C et 1 atm. Le silicium a été choisi comme élément de référance et la concentration des autres éléments d'alliage a été exprimée en équivalent silicium. Les facteurs d'équivalence sont déterminés à partir du rapport entre les paramètres d'interaction.

On constate une concordance satisfaisante entre les données expérimentales et les résultats des calculs.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 17—20

CD : 669.15—194

Popescu, Anca : **Recherches expérimentales concernant l'influence du corroyage sur certaines caractéristiques d'exploitation de l'acier rapide Rp5**

L'auteur a mise en évidance l'influence du corroyage sur certaines caractéristiques structurales et de dureté de l'acier en état de traitement thermique final.

Le corroyage influence l'état de la phase de carbures et la proportion de carbures après l'opération de trempe et de revenue.

L'analyse mathématique des données a permis la détermination de certaines relations quantitatives entre certaines caractéristiques structurales (le pourcentage de carbures, le pointage de la ségregation, d_m du grain austénitique, etc) et le corroyage.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 21—24

CD : 621.914.2 :621.78

Fâc, R., Duma, T. et *Stîrbu, N.* : **L'influence de la température et de la période de chauffage sur la fiabilité des fraises à champignon soumises au traitement thermique aux températures cryogéniques**

Les auteurs se proposent de clarifier certains aspects concernant la corrélation entre la fiabilité des fraises pour le traitement du matériel petit de voie ferrée et les paramètres technologiques du traitement thermique.

On a constaté que ce type de fraises refroidies dans le domaine de températures négatives se comporte mieux en fonctionnement que les fraises soumises au traitement thermique par la méthode classique.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 25—27

CD : 620.187

Atanasiu, N. : **Applications de la microscopie électronique dans l'étude des matériels**

La microscopie électronique souligne la relation de dépendance entre la structure et les propriétés des matériaux analysés. On a réalisé quatre méthodes de microscopie électronique, à savoir : la microscopie électronique de haute résolution, la microscopie analytique, la microscopie in situ et la microscopie de surface. L'auteur analyse ces méthodes et les compare en soulignant leurs avantages et désavantages.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 28—33

CD : 66.046

Sofroni, L., Cocolaş, S. et *Cohn, E.* : **Le durcissement superficiel des moules et des noyaux par l'impregnation avec des solutions de silicate de sodium**

On analyse l'effet de l'impregnation des noyaux avec des solutions de silicate de sodium, la valeur de 1,37 g/cm² étant considérée la densité optimale pour la solution d'impregnation.

Les auteurs ont constaté que l'opération d'imprégnation augmente la résistance des noyaux, fait qui permet la diminution de la proportion de silicate de sodium dans les sables de moulage utilisés pour confectionner les noyaux qui durcissent par insufflation de bioxyde de carbone.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 34—36

CD : 669.13

Dinescu, L., Bozocea, E., Crăciunescu. C. et *Ionescu, C.* : **Les caractéristiques mécaniques des fontes à graphite vermiculaire aux températures basses**

La structure des fontes à graphite vermiculaire joue un rôle important sur leur comportement aux températures basses. Lorsque la température des fontes à graphite vermiculaire ayant une structure ferritique-perlitique baisse sous 0°C, on constate l'augmentation de la résistance de rupture à la traction et une faible diminution de la plasticité et de la tenacité.

La structure bainitique a amélioré le comportement aux températures basses des fontes à graphite vermiculaire. La résilience des fontes à graphite vermiculaire bainitique aux températures de -70°C est similaire à celle des fontes à graphite vermiculaire ferritique-perlitique à 0°C.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 37—40

CD : 66.046 :669.131.622

Munteanu, Alex. : **Le traitemet thermique de trempe isotherme des fontes à graphite nodulaire**

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 41—46

CD : 621.745.552.3

Ripoşan, I. : **Parachèvements constructifs et technologiques du cubilot après 125 années de fonctionnement**

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 47—53

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669.162.2

Хэтэрэску, О.: **Возможности повышения коэффициента эксплуатации фурм**

В работе рассмотрены возможности повышения долговечности фурм и замены кокса природным газом.

Представлены результаты применения фурм, предвиденных защитным слоем хрома и вдувания природного газа через фланец фурм, используя два цилиндрические сопла.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 5—8

ДК: 669.162.2

Пэкурар. И.: **Способ и установка для внепечной десульфурации чугуна**

На МК Галац предвидено, чтобы десульфурация чугуна проводилась внедоменной печи на установке, созданная по способу фурма и погружение и порошкообразные средства десульфурации, установленная в теплом потоке между доменными печами и сталеплавильным цехом.

Установка спроектирована для освоения промышленных отходов как мелкая известь, реализуя маловернистый чугун в условиях качественного улучшения руд и используемого кокса в доменных печах.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 9—12

ДК: 621.797

Адам, Г. и *Илие, Н.:* **Методы восстановления металлического оборудования без разборки**

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 13—16

ДК: 669.788: 669.15-194

Ана, И.: **Новые исследования по применению метода эквивалентности легирующих элементов при расчете растворимости водорода в легированных сталях**

В работе представлен упрощенный способ метода эквивалентности легирующих элементов для расчета растворимости водорода в бинарных железных сплавах и со многими компонентами при температуре 1600°С и давлении 1 ат. Выбран как элемент кремний и выражена концентрация других легирующих элементов в эквивалент кремния, определяя факторы эквивалентности из соотношения параметров взаимодействия.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 17—20

ДК: 669.15-194

Попеску, Анка: **Опытные исследования влияния обжима на некоторые рабочие характеристики быстрорежущей стали Rp 5**

Выявляется влияние обжима на некоторые характеристики относительно структуры и твердости при окончательной термообработке.

Обжим влияет состояние карбидной фазы и пропорцию карбидов после закалки и отпуска.

Математический анализ данных позволил определение количественных соотношений между некоторыми структурными характеристиками (доля карбидов, пунктировка ликвации, средний диаметр аустенитного зерна и т.д.) и обжимом.

Metalurgia 36 (1986), nr. 1, p. 21—24

ДК: 621.914.2: 621.78

Фык, Р., Дума, Т. и *Сырбу, Н.:* **Влияние температуры и времени предварительного нагрева на надежность хвостовых с грибовидным концом фрез, термообработанных при криогенной температуре**

Представлены некоторые аспекты, связанные зависимостью между надежностью фаз для обработки железнодорожного мелкого материала и технологическими параметрами их термообработки. Хвостовые фрезы с грибовидным концом, охлажденные при отрицательной температуре, ведут в эксплуатации лучше по сравнению с термообработанными классическим методом.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 25—27

ДК: 620.187

Атанасиу, Н.: **Применения электронной микроскопии в изучении материалов**

Метод электронной микроскопии способствует выявлению отношения зависимости между структурой и свойствами анализированных материалов.

С этой целью были разработаны четыре метода электронной микроскопии. Автор анализирует и сравнивает их, указывая на преймущества и недостатки этих четырех методов.

Metalurgia 38 (1996) nr. 1, p. 28—33

ДК: 66.046

Софрони, Л., Кокодаш, Э. и *Кон, Е.:* **Поверхностное затвердение форм и стержней пропиткой силикатом натрия**

В работе анализирован эффект пропитывания стержней растворами силиката натрия, устанавливая оптимальную плотность для пропиточного раствора значение 1,37 г/см³.

Пропитывание повышает прочность стержней, позваляя снижение пропорции силиката натрия в формовочных смесях, затвердевающих вдуванием двуокисью углерода.

Metalurgia 38 (1986) nr. 1, p. 34—36

ДК: 669.13

Динеску, Л. Базочеа, Е., Крэчюнеску, К. и *Ионеску, К.:* **Механические характеристики чугунов с вермикулярым графитом при низких температурах**

Структура чугунов с вермикулярным графитом играет важную роль на поведение этих чугунов при низких температурах. При понижении температуры чугунов с вермикулярным графитом с ферритно-перлитной структурой ниже 0°С повышается предел прочности на растяжение и легкое понижение пластичности и вязкости.

Бейнитовая структура улучшила поведение при низких температурах чугуна с вермикулярным графитом. Ударная вязкость бейнитовых чугунов с вермикулярным графитом при температуре — 70°С равна температуре ферритно—перлитных чугунов с вермикулярным графитом при температуре 0°С.

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 37—40

ДК: 66.046: 669.131.622

Мунтеану , А.: **Термическая обработка изотермической закалки чугунов с шаровидным графитом**

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 41—46

ДК: 621.745.552.3

Рипошан, И.: **Конструктивные и технологические усовершенствования вагранки по случаю 125 лет от ее существования**

Metalurgia 38 (1986), nr. 1, p. 47—53

METALURGIA 1
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1986

Dr. ing. Ov. Hătărăscu
Institutul de cercetări metalurgice
Bucureşti

Posibilităţi de creştere a randamentului de exploatare a gurilor de vînt

CZ: 669.162.2

Gurile de vînt sînt părţile componente ale furnalului care prezintă o deosebită importanţă în funcţionarea lui în ansamblu, cu repercusiuni directe asupra productivităţii şi consumului specific de cocs.

Prin gurile de vînt se insuflă aer îmbogăţit în oxigen şi preîncălzit, la temperaturi de peste 1 000°C, necesar arderii cocsului. Concomitent, cu ajutorul gurilor de vînt, se insuflă în furnal gaz metan, păcură sau cărbuni pulverulenţi, în scopul reducerii consumului specific de cocs. În aceste condiţii, gurile de vînt ale furnalelor moderne au devenit piese intens solicitate termic şi la eroziune. Comparativ cu gurile de vînt ale vechilor furnale, a căror durată de serviciu atingea în medie 360 zile, perioada de lucru a gurilor de vînt de la furnalele actuale variază în mod frecvent între 30 şi 100 zile.
În legătură cu problemele sus-menţionate, lucrarea îşi propune să aducă în discuţie două aspecte, şi anume: durabilitatea gurilor de vînt şi indicele de utilizare a gazului metan în furnal, posibilităţile de creştere ale acestora şi cercetările ICEM efectuate în această direcţie.

Importanţa duratei de exploatare a gurilor de vînt nu este deloc neglijabilă. Dintr-o statistică efectuată asupra unui număr de 35 furnale din Franţa, pe o perioadă de 1 an (1977—1978), în care timp ele au produs o cantitate de 12 mil. t fontă, a rezultat că pierderile de fontă datorate opririlor pentru înlocuirea gurilor de vînt au fost estimate la 260 000 t, ceea ce reprezintă 2,2% din producţia realizată. La acestea se mai adaugă şi cuprul consumat la confecţionarea noilor guri de vînt, în cantitate de 123 t.

Defectele care duc la scoaterea din uz a gurilor de vînt sînt în principal următoarele trei: crăpături sau fisuri, uzură generală şi arsuri. O statistică efectuată la 61 furnale japoneze a arătat că, din totalul gurilor de vînt deteriorate, 86% sînt datorate arsurilor rezultate la contactul lor cu fonta lichidă.

Experimental s-a constatat că durabilitatea gurilor de vînt este dependentă de mai mulţi factori, cei mai importanţi fiind: mersul furnalului, apa de răcire şi construcţia gurii de vînt.

O scădere a calităţii încărcăturii (aglomerat cu un procent mare de mărunt, cocs cu rezistenţă mecanică mică sau zgură cu bazicitate ridicată) duce la o accelerare a deteriorării gurilor de vînt. De asemenea, la funcţionarea furnalului cu multe tasări, care pot determina căderea de lipituri de pe pereţii furnalului, se observă un consum ridicat de guri de vînt.

Creşterea vitezei apei de răcire în interiorul gurii de vînt şi în special pe porţiunea care intră în furnal (nasul gurii de vînt) la 7—16 m/s duce la ameliorarea perioadei de exploatare a gurilor de vînt.

Cuprul cu slabe impurităţi de fosfor rămîne materialul cel mai bun pentru construcţia gurilor de vînt. Realizarea acestora prin sudură poate fi avantajoasă numai cînd calitatea cordoanelor de sudură este riguros controlată.

Pentru stabilirea unei metode de creştere a duratei de funcţionare a gurilor de vînt, trebuie analizată şi solicitarea termică a acestor dispozitive. Principalii parametri care intervin la evaluarea solicitării termice a gurilor de vînt sînt fluxul termic preluat de gurile de vînt şi cantitatea totală de căldură evacuată cu apa de răcire. După cum rezultă din figura 1,

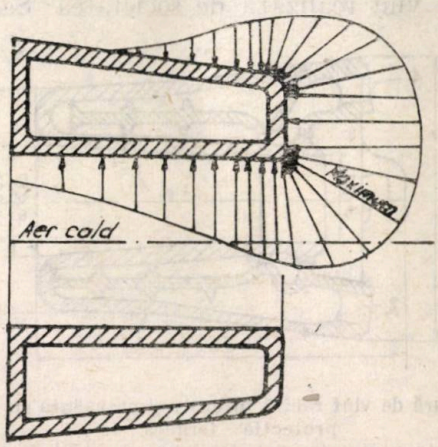


Fig. 1. Schema repartiţiei fluxului termic la o gură de vînt

fluxul termic transferat nu este uniform repartizat pe toată suprafaţa gurii de vînt, el atingînd un maxim în partea frontală.

Cercetătorii japonezi au stabilit experimental o ecuaţie pentru determinarea fluxului termic de ardere, în funcţie de temperatura de subrăcire şi viteza de circulaţie a apei în interiorul gurii de vînt, şi anume :

$$q = a \cdot \Delta T_s \cdot V^{0,45}$$

unde :

q este fluxul termic de ardere, kcal/m^2.h ;

ΔT_s — temperatura de subrăcire a apei la intrare, °C ;

V — viteza apei de răcire, m/s.

Temperatura de subrăcire a apei reprezintă diferenţa dintre temperatura de saturaţie şi temperatura de intrare.

Factorul a ţine seamă de conductibilitatea termică şi de temperatura de topire a materialului şi poate fi determinat cu ajutorul relaţiei :

$$a = 1{,}75 \cdot 10^3 \cdot \lambda^{0,64} + 5{,}6 \cdot T_m - 2{,}4 \cdot 10^3$$

unde :

λ este conductibilitatea termică a materialului, kcal/m .h .°C ;

T_m — temperatura de topire a materialului, °C.

Avînd în vedere aceste considerente, s-a ajuns la concluzia că pentru prevenirea arderii gurilor de vînt atît creşterea vitezei de răcire, cît şi folosirea unui material corespunzător pot fi eficace. În plus, prezenţa unui strat de protecţie termică pe suprafaţa gurii de vînt contribuie la prevenirea atacului cu fontă lichidă.

Ca urmare, mai multe societăţi siderurgice au conceput şi experimentat o serie de tipuri de guri de vînt cu durabilitate avansată. Dintre realizările mai semnificative, se menţionează gura de vînt realizată de societatea Saar-Metallwerk G.m.b.H din Saarbrucken. Gura de vînt conţine în interior un perete în formă de spirală, care măreşte viteza de circulaţie în zona de maximă intensitate (fig. 2). La exterior, este prevăzută cu un strat de protecţie termică formată dintr-un aliaj refractar care conţine 80% Ni şi 20% Cr. Experimentările industriale ale acestor guri de vînt au arătat că durabilitatea lor atinge 400 zile.

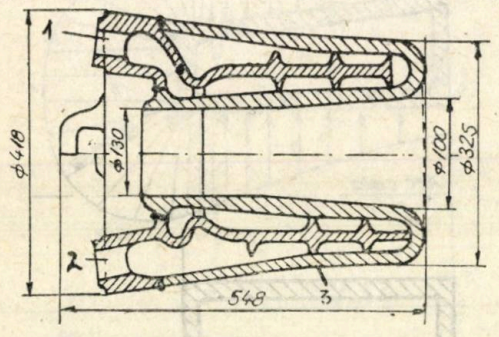


Fig. 2. Gură de vînt răcită intensiv şi prevăzută cu strat de protecţie termică :
1 şi *2* — intrare şi ieşire apă de răcire ; *3* — strat de protecţie termică

Numeroase procedee japoneze folosesc ca materiale de acoperire oxizi refractari ca : Al_2O_3, ZrO_2, TiO_2, ThO_2 etc., stratificaţi cu ajutorul unui jet de plasmă. Între pătura exterioară şi metalul de bază (cuprul) se află cel puţin un strat de legătură.

Gurile de vînt ale furnalelor, aparţinînd uzinelor Fukuyama ale societăţii Nippon Kokan Co., sînt prevăzute cu un strat protector alcătuit din trei pături (fig. 3). Pe metalul de bază

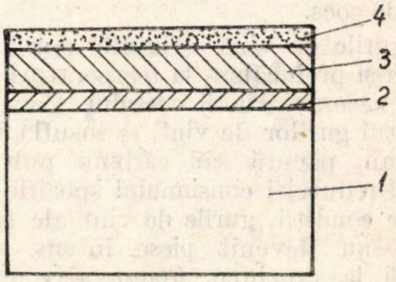


Fig.3. Dispunerea stratului de protecţie termică pe o gură de vînt de la furnalele din Fukuyama :
1 — metal de bază ; *2* — aliaj de argint -cupru ; *3* — ciment ; *4* — alumină

se depune mai întîi un strat de aliaj de argint-cupru. În interiorul acestuia, urmează un al doilea strat alcătuit din ciment pe bază de ZrO_2 şi ultimul strat de protecţie format din material pe bază de Al_2O_3.

Toate aceste materiale, a căror compoziţie chimică este prezentată în tabelul 1, trebuie aduse în stare de pulberi pentru a putea fi stratificate cu ajutorul unui jet de plasmă.

Tabelul 1

Denumirea materialului	Compoziţia chimică
Aliaj de argint	72% Ag, 28% Cu
Ciment pe bază de ZrO_2	35%Ni, 5%CaO, 60%ZrO_2
Material ceramic	96%Al_2O_3, 2%SiO_2 1,4%CaO, 1,6%Na_2O

Pentru a asigura o coeziune mai mare între straturi prin difuziunea aliajului de argint, atît în metalul de bază cît şi în stratul intermediar de legătură, s-a prevăzut un tratament termic de recoacere în atmosferă neutră.

Comparativ cu procedeele bazate pe utilizarea plasmei, metodele de depunere a unui strat refractar prin topire sau pe cale electrolitică par a fi avantajoase şi mai uşor de obţinut.

În cadrul cercetărilor efectuate de ICEM, s-a optat pentru o metodă electrolitică, utilizînd cromul ca material de protecţie termică a gurilor de vînt. Acest metal prezintă avantajul unei temperaturi de topire ridicate (1 890°C) şi al unui coeficient de conductivitate termică de 0,712 J/cm.s.°C, mult mai mic decît al cuprului (3,89 J/cm.s.°C).

Atmosfera oxidantă din interiorul gurii de vînt şi din zona de ardere a furnalului, alături de temperaturile ridicate din aceste părţi, contribuie la menţinerea pe suprafaţa stratului de crom a unei pelicule de Cr_2O_3 cu o mai mare rezistenţă la temperaturi ridicate decît a cromului (punctul de topire 2 400°C). La contactul cu fonta lichidă, stratul de crom îngreuiază transmiterea căldurii metalului de bază şi facilitează preluarea acesteia de către apa de răcire care circulă în interiorul gurii de vînt. La avantajele sus-amintite se mai adaugă şi faptul că depunerea electrolitică a cromului pe metale sau aliaje, ca : fontă, oţel, cupru etc., este cunoscută de mai multă vreme în R. S. România şi se practică după o tehnologie bine pusă la punct.

Avînd în vedere aceste considerente, la C. S. Reşiţa s-au realizat experimental guri de vînt prevăzute cu un strat de protecţie din crom, cu o grosime de cca 0,3 mm depus pe

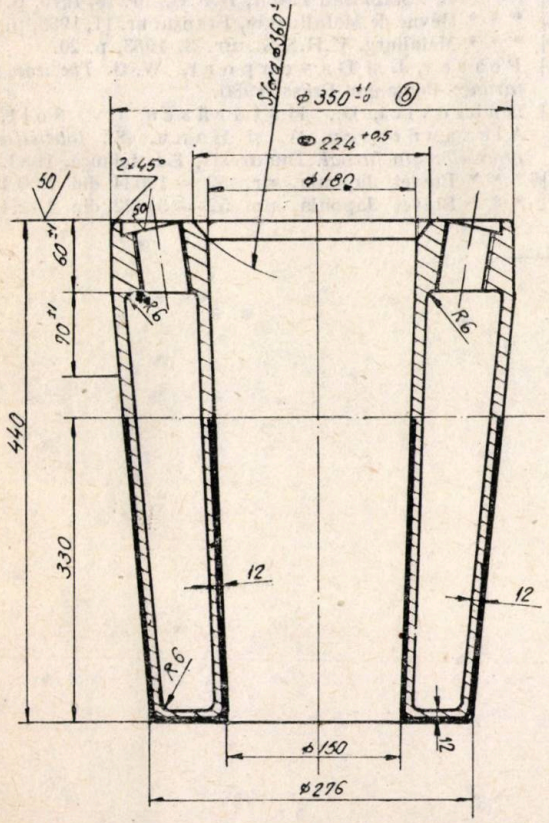


Fig. 4. Gură de vînt de la furnalele C.S. Reşiţa prevăzută cu un strat de protecţie din crom

cale electrolitică pe circa 2/3 din suprafaţa de lucru a gurii de vînt (fig. 4).

Încercările pentru stabilirea comportării gurilor de vînt, prevăzute cu un strat de protecţie din crom, s-au făcut la furnalul 2 de la C. S. Reşiţa. Din analiza rezultatelor obţinute şi menţionate sintetic în tabelul 2, se constată variaţii destul de mari în durabilitatea gurilor de vînt normale şi a celor experimentale. Fără îndoială, principala cauză derivă din funcţionarea furnalului cu numeroase opriri şi porniri. Totuşi, pe ansamblul gurilor de vînt *1—3*, se constată o majorare a duratei de funcţionare a gurilor de vînt prevăzute cu protecţie termică de la 69 zile (la cele normale) la 101 zile, ceea ce reprezintă o creştere a durabilităţii în producţie de 46%.

O a doua latură a cercetărilor se referă la creşterea gradului de utilizare a gazului metan insuflat în furnal prin gurile de vînt. În mod frecvent, indicele de înlocuire exprimat în kg cocs/m^3_n CH_4 variază între 0,7 şi 1,0, în funcţie de mai mulţi factori printre care şi parametrii şi procedeul de insuflare a gazului metan. Cînd acest indice de înlocuire prezintă valori către limita inferioară, rezultă că o parte din metan nu arde în faţa gurilor de vînt, el disociindu-se în C şi H_2. În acest caz, căldura reacţiei de disociere este furnizată de căldura produsă de arderea celeilalte părţi a metanului cu aerul.

În scopul insuflării gazului metan în furnal, au fost experimentate industrial mai multe procedee, dar nu toate s-au dovedit a da satisfacţie deplină. Singurul procedeu care a fost adoptat de aproape toate furnalele din lume constă în insuflarea gazului metan prin flanşa gurii de vînt, perpendicular pe axul longitudinal al acesteia. Procedeul asigură un amestec intim al aerului cu metanul, în vederea unei arderi cît mai complete în faţa gurii de vînt.

Pentru a obţine un indice de înlocuire a cocsului cu metan cît mai ridicat, este necesar ca metanul să fie insuflat la o presiune mai mare cu cel puţin 2 at decît cea a aerului. În cazul unei presiuni mai mici, există tendinţa ca o parte din metan să nu se mai amestece cu aerul şi să se scurgă în furnal sub forma unui film gazos amplasat deasupra aerului. Ca urmare, proporţia de metan disociat se măreşte, ceea ce duce la o scădere a gradului de utilizare a metanului în furnal.

În scopul evitării acestui neajuns, s-a studiat, în colaborare cu Facultatea de metalurgie din I. P. Bucureşti, posibilitatea de creştere a indicelui de înlocuire a cocsului cu metan, în condiţiile de lucru ale furnalului de la Combinatul siderurgic—Reşiţa. Din studiul efectuat, au rezultat patru variante care fac posibilă îmbunătăţirea indicelui de înlocuire a cocsului, insuflîndu-se gazul metan prin două ajutaje de tip Laval, cu diametrele între 6,5 şi 8 mm. De

Tabelul 2

Gura de vînt nr.	1		2		3		Total	
	N	*E*	*N*	*E*	*N*	*E*	*N*	*E*
Număr de bucăţi	3	2	8	1	1	2	12	5
Durată de funcţionare, zile	409	56	263	209	167	241	836	506
Durată medie, zile	136	28	33	209	167	120	69	101

N — normale ; *E* — experimentale

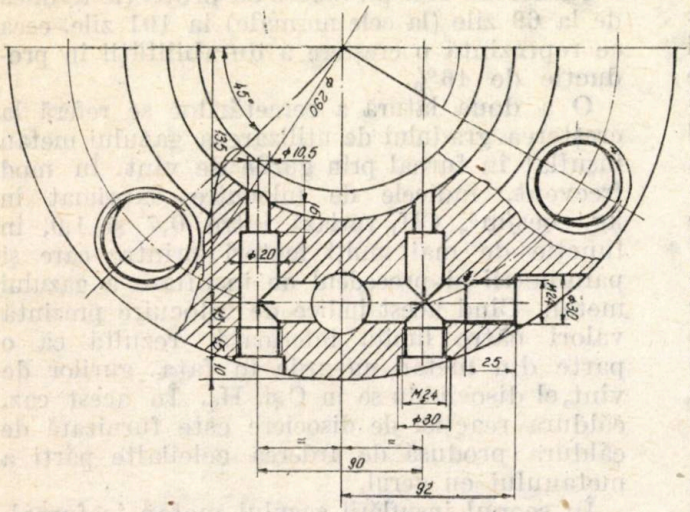


Fig.5. Schema dispozitivului de insuflare a metanului într-o gură de vînt cu două duze cilindrice de Ø 10,5 mm

asemenea, o ameliorare a indicelui de înlocuire se poate realiza şi cu două ajutaje cilindrice de Ø 10,5 mm, aşa cum se prezintă în figura 5. Deoarece această variantă poate fi mai uşor de realizat din punct de vedere constructiv, ea a fost experimentată pe o gură de vînt modificată. Perioada de exploatare a acestei guri de vînt a fost de 86 de zile; s-a înregistrat o funcţionare bună, observîndu-se o intensitate ridicată de ardere a metanului, ceea ce îndreptăţeşte speranţa realizării unui indice de înlocuire mai mare de 0,9.

În concluzie, atît durabilitatea gurilor de vînt, cît şi indicele de înlocuire a cocsului cu gaz metan pot fi îmbunătăţite. Depunerea unui strat protector de crom în grosime de 0,3 mm pe suprafaţa gurii de vînt, ca şi insuflarea gazului metan prin flanşa gurii de vînt, folosind două ajutaje cilindrice, reprezintă metode pentru realizarea acestor deziderate.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * În : Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 13, 1979, p. 865.
[2] * * * Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 11, 1980, p. 865.
[3] * * * Metallurg, U.R.S.S., nr. 3, 1983, p. 20.
[4] Peacey, J. şi Davenport, W. G. *The iron blast furnace.* Pergamon Press, 1980.
[5] Dobrovici, D., Hătărăscu, Ov., Soit, V., Alexandrescu, A. şi Banu, S., *Intensificarea proceselor din furnal.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1983.
[6] * * * Brevet Japonia, nr. 52 — 19034 din 9.09.1978.
[7] * * * Brevet Japonia, nr. 52 — 54532 din 4.12.1978.

Ing. I. Păcurar
I.C.P.P.A.M. — Galați

Procedeu și instalație de desulfurare a fontei în afara furnalului

CZ : 669.162.2

Instalația pentru desulfurarea fontei în afara furnalului la G. S. Galați cuprinde un ansamblu de cinci subunități, fiecare cu flux tehnologic propriu, încadrate în fluxul tehnologic general.

Aceste subunități productive sînt : hala de pregătire materiale și confecționat lănci ; hala de desulfurare ; estacada pentru tragerea zgurii ; gospodăria de filtre ; stația de aer comprimat.

În hala de pregătire se efectuează următoarele faze din procesul tehnologic : primirea și măcinarea varului la granulație ⩽ 0,2 mm ; transportul pneumatic al varului cu pompa pneumatică *1*, în silozul *2* ; primirea și transportul pneumatic al amestecului de cocs petrol și fluorină, cu pompa pneumatică *2* în silozurile *1* și *3* ; primirea și depozitarea țevilor și materialelor refractare pentru confecționarea lăncilor ; confecționarea și uscarea lăncii.

În figura 1 se prezintă circuitul de alimentare a silozurilor.

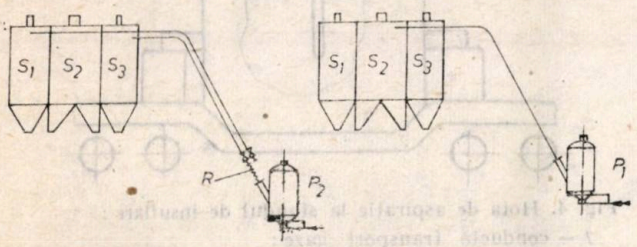


Fig. 1. *a* — Circuitul de alimentare a silozurilor regenti :
P_2 — pompă pneumatică $V = 1$ m³ ;
$S_1 - S_3$ — silozuri 20 m³ ;
R — racord flexibil cu flanșă
b — Circuitul de alimentare a silozurilor de var :
P_1 — pompă pneumatică $V = 1$ m³ ;
S_2 — siloz 100 m³

Hala este deservită de o grindă rulantă 3,2 tf × × 10,5 m.

Cantitatea de materiale ce se pregătesc asigură necesarul tehnologic de 8 kg/t fontă ; compoziția amestecului desulfurant este : 90% var ; 5% cocs petrol ; 5% fluorină.

Transportul pneumatic se face cu un debit de 80—100 kg/min.

Cocsul de petrol și fluorina sînt aduse la granulația de utilizare în bene de 1,5 m³ cu fund amovibil.

Transportul pneumatic se face cu pompa *2*, identică cu pompa *1*.

Apa utilizată la fabricarea amestecului refractar se ia din rețeaua de apă potabilă și se utilizează neîncălzită.

Lancea se confecționează din țeavă și se protejează la exterior cu materiale refractare.

În hala de desulfurare se desfășoară următoarele faze ale procesului tehnologic : stocarea materialelor pentru desulfurare ; dozarea, cîntărirea și omogenizarea materialelor desulfurante ; spargerea crustei de zgură din oalele cu fontă lichidă ; insuflarea materialelor în oalele cu fontă cu lance în imersie ; captarea produselor gazoase ce se degajă în procesul de insuflare.

Stocarea materialelor pentru desulfurare se face în trei silozuri : varul în silozul de 100 m³, iar cocsul de petrol și fluorina în două silozuri de cîte 20 m³. Materialele în stare pulverulentă cu granulația ⩽ 0,2 mm. sînt transportate pneumatic. Pregătirea șarjei de materiale de desulfurare se face pe două linii paralele în același timp. Vehicularea materialelor se realizează prin cădere liberă gravimetric.

Linia tehnologică *1* realizează pregătirea amestecului de materiale de desulfurare ce se va insufla prin lancea *1* în următoarele faze (fig. 2) :

— extragerea varului din silozul *S 2*, a cocsului și fluorinei din silozul *S 1* și introducerea lor în amestecătorul *A 1* ;

— amestecarea în vederea omogenizării, în amestecătorul pneumatic *A 1* ;

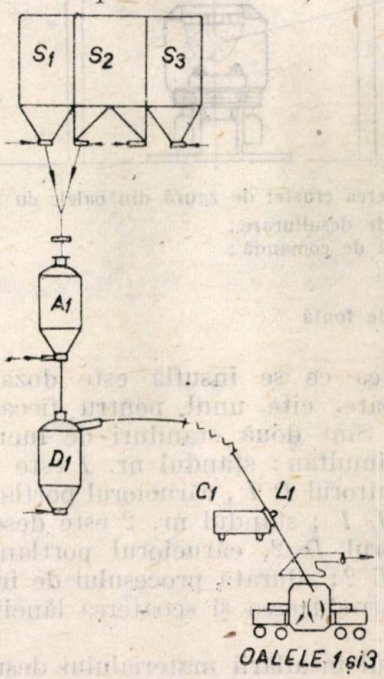


Fig. 2. Linia tehnologică *1*

— încărcarea dozatorului *D 1* cu prima porţie de material pentru insuflare;

— insuflarea amestecului de materiale de desulfurare în oala cu fontă *1*.

Linia tehnologică *2* realizează pregătirea amestecului de desulfurare ce se va insufla prin lancea *2*, în aceleaşi faze, dar în utilaje diferite;

— insuflarea amestecului de materiale de desulfurare în oala cu fontă *2*.

Durata celor două procese simultane (timpi maximali):

— extragerea varului din silozul *2*, 7 min;

— extragerea cocsului şi fluorinei din silozurile *1* şi *3*, 3 min;

— amestecarea pentru omogenizare, 4—6 min;

— umplerea cu o porţie de insuflare a dozatoarelor şi pregătirea pentru insuflare, 8 min

Total: 22—24 min

Spargerea crustei de zgură din oalele cu fontă se face în scopul de a se permite o imersie uşoară a lăncii în baia de metal topit (fig. 3).

Insuflarea materialelor de desulfurare se realizează în oalele cu fontă cu lancea în imersie.

Materialul desulfurant se insuflă în baia de fontă topită printr-o ţeavă de oţel izolată cu material refractar, denumită lance.

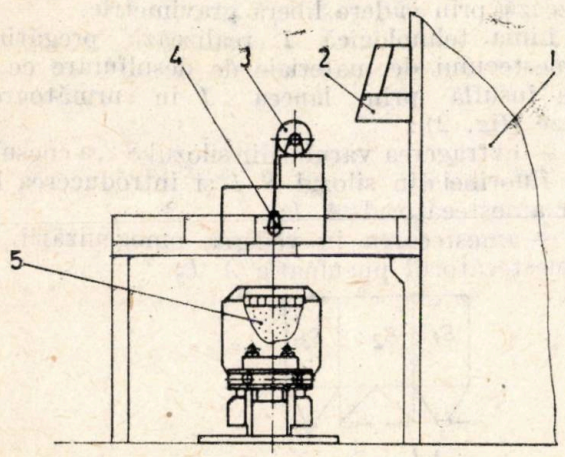


Fig.3. Spargerea crustei de zgură din oalele cu fontă:
1 — hala de desulfurare;
2 — cabină de comandă;
3 — troliu;
4 — bilă;
5 — oală de fontă

Cantitatea ce se insuflă este dozată prin distribuitoare, cîte unul pentru fiecare post de lucru. Sînt două standuri de lucru, care lucrează simultan: standul nr. *1* este deservit de distribuitorul *D 1*, căruciorul portlance *C 1* şi lancea *L 1*; standul nr. *2* este deservit de distribuitorul *D 2*, căruciorul portlance *C 2* şi lancea *L 2*; durata procesului de insuflare, inclusiv introducerea şi scoaterea lăncii-cca 12 min.

În timpul insuflării materialului desulfurant în baia de fontă, se produc reacţii chimice cu degajare de fum, care antrenează în ascensiunea lor şi particule de material prăfos.

Ambele standuri sînt prevăzute cu hote de captare *H 1* şi legate prin conducte de racord de Ø 1 000 la instalaţia de desprăfuire.

În figura 4 se prezintă schematic modul de captare a gazelor.

Cantitatea de zgură ce rezultă la o insuflare este de cca 800 kg/oală.

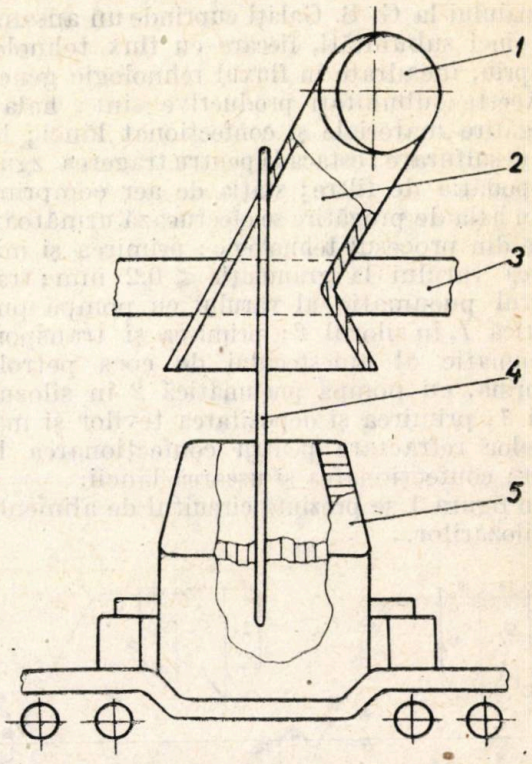


Fig. 4. Hota de aspiraţie la standul de insuflare:
1 — conductă transport gaze;
2 — hotă;
3 — platformă metalică;
4 — lance;
5 — oală de fontă

Operaţia de îndepărtare a zgurei se realizează mecanizat cu maşina de tras zgură (fig. 5). Durata operaţiei este de cca 10 min, timp în care cu maşina se execută 20—25 de manevre. Gradul de curăţenie este de cca 90%. Zgura de tragere în vane de fontă $V = 16$ m³.

Fumul, praful şi gazele ce se produc în timpul desulfurării se captează şi se dirijează la o instalaţie de desprăfuire uscată (fig. 6).

Instalaţia se compune din: două hote de captare şi aspiraţie căptuşite cu material refractar cu orificiu (*H 1*), pentru trecerea lăncilor, pentru fumul şi praful ce se degajă în timpul insuflării, pentru desulfurare; staţia de filtre (*F*); exhaustorul (*V*); coşul de evacuare a gazelor curăţate.

Cantitatea de gaze şi praf ce se degajă la insuflarea unei oale de fontă — 2 000 Nm³.

Gazele aspirate de ventilator intră în bateria de filtre cu saci, cu cca 8 g praf/m³.

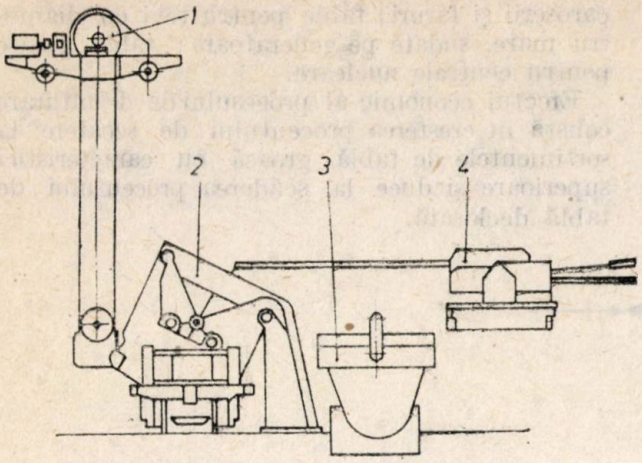


Fig. 5. Schema procesului de tragere a zgurei :
1 — troliu de basculare oală 100 t
2 — oală cu fontă şi zgură 100 t ;
3 — vană pentru depozitarea zgurei 16 m³ ;
4 — maşina de transportat zgură

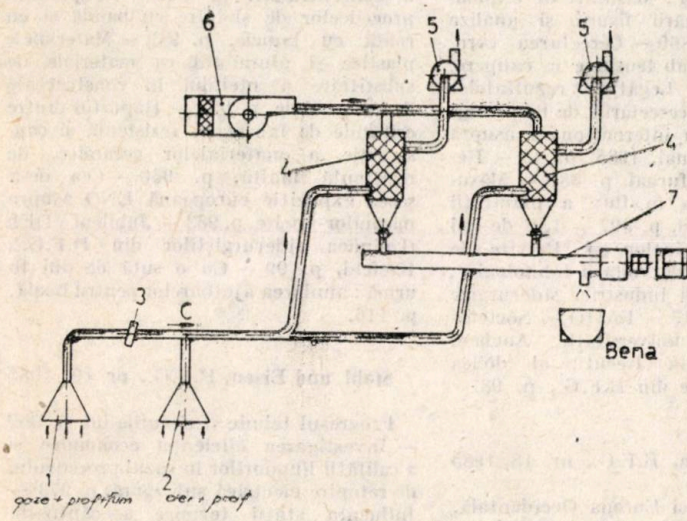


Fig. 6. Schema generală a instalaţiei de desprăfuire :
1 — hote de aspiraţie la desulfurare ;
2 — hote de aspiraţie pregătire materiale ;
3 — clapetă aer fals ;
4 — filtre cu saci Qbuc. = 52 800 m³/h ;
5 — ventilatoare centrifugale Q = 50 000 m³/h ;
6 — instalaţie preparare aer cald Q = 16 000 m³/h ;
7 — transportor elicoidal Ø 160 mm

Gazele desprăfuite la un conţinut de cca 50 mg/m³ sînt colectate de o conductă Ø 800 mm şi dirijate prin coş în atmosferă.

Temperatura maximă a gazelor la intrare este de cca + 120°C.

Capacitatea totală a filtrelor este de cca 105 000 Nm³/h.

Captarea gazelor şi a prafului se realizează în hotele de captare şi aspiraţie, prin depresiunea creată în exhaustor.

Caracteristici :

— debit, 105 000 Nm³/h ;
— depresiune, 400 mm CA.

Praful reţinut de filtrele cu saci se colectează în partea inferioară a filtrelor.

Aerul comprimat se utilizează în cadrul instalaţiei de desulfurare la efectuarea următoarelor activităţi :

— transportul pneumatic al materialului de desulfurare în silozuri ;
— afînarea materialului prăfos în silozuri ;
— omogenizarea amestecului desulfurant ;
— insuflarea amestecului desulfurant în oalele cu fontă lichidă ;
— acţionare pneumatică.

Transportul pneumatic se realizează cu ajutorul pompelor pneumatice şi poate fi împărţit în trei trasee distincte.

Traseul I — de la hala de pregătire la silozuri :
— funcţionalitate : — încărcarea silozurilor ;
— lungime — 80 m ;
— componenţă — 2 pompe pneumatice tip 1 ;
— conducte de legătură cu ventile şi schimbătoare de cale, AMCR.

Traseul II — de la ieşirea silozurilor la distribuitor :
— funcţionalitate : — dozarea, cîntărirea, omogenizarea şi încărcarea distribuitorului cu şarja de material desulfurant pentru insuflare ;
— lungime — 15 m ;
— componenţă — conuri de aerare, funduri de aerare, închizătoare, distribuitoare, conducte cu ventile, AMCR.

Traseul III — de la distribuitor la oala cu fontă :
— funcţionalitate : — introducerea şarjei de material desulfurant în oala de fontă lichidă ;
— lungime — 18 m ;
— componenţă — 2 pompe de tip 2 ;
— conducta de legătură cu ventile şi AMCR ;
— lance insuflare.

Instalaţia de desulfurare a fontei este proiectată cu utilaje, echipamente şi dotări din ţară. Utilajele specifice acestui procedeu sînt : instalaţia de acţionare a lăncii ; maşina de tras zgură ; instalaţia de fabricaţie a lăncilor ; amestecătoare ; cuptor de uscat lănci ; hote de aspiraţie.

O parte din utilaje, cum sînt : troliu de basculare oale cu fontă ; silozuri de stocare ; închizător cu sertar ; pompe pneumatice ; bene de transport, se realizează prin adoptarea proiectelor existente şi colaborări cu alte institute de proiectări din ţară.

Realizarea instalaţiei de desulfurare a fontei în afara furnalului la G. S. Galaţi marchează trecerea într-o nouă etapă calitativ superioară a producţiei de table şi benzi.

Se creează condiţiile obiective pentru elaborarea de produse din oţeluri cu conţinut scăzut de sulf, oţeluri speciale cu proprietăţi superioare, fără a se schimba calitativ încărcătura furnalelor sau a creşte consumul de cocs pe tona de fontă, cum sînt : table pentru platforme marine ; table pentru ambutisare adîncă ; table pentru construcţii metalice speciale ; table pentru caroserii şi faruri ; table pentru ţevi cu diametru mare, sudate pe generatoare ; table groase pentru centrale nucleare.

Efectul economic al procesului de desulfurare constă în creşterea procentului de scoatere la sortimentele de tablă groasă cu caracteristici superioare şi duce la scăderea procentului de tablă declasată.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 8, 1985

Normarea calităţii cărbunilor cocsificabili, p. 7 — Studierea caracteristicilor statice şi dinamice ale maşinii de flotaţie MFU-6, p. 9 — Modelul matematic al procesului de ardere a combustibilului în focarul cu grătar şi studierea acestuia pe calculatorul electronic, p. 12 — Studierea procesului de stingere uscată a cocsului, p. 14 — Formarea proprietăţilor de rezistenţă ale cocsului în cadrul procedeului combinat de pregătire termică a încărcăturii şi de stingere a cocsului, p. 18 — Aprecierea uniformităţii calităţii cocsului, p. 23 — Previziunea şi prognozarea rezultatelor pirolizei cărbunilor, p. 26 — Influenţa tehnicii noi şi a tehnologiei asupra consumului de energie în industria cocsochimică, p. 38 — Aparate pentru captarea din gazul de cocserie a hidrocarburilor benzenice, p. 40 — Cauzele scoaterii din funcţiune a motoarelor electrice de la utilajele cocsochimice şi căile posibile de înlăturare a acestora, p. 42 — Automatizarea eliberării încărcăturii din buncărul de cărbune, p. 44 — Mecanism perfecţionat de curăţare a canalelor verticale de turnare, p. 45 — Traductor pentru echivalentul termic al gazelor de încălzire, p. 47. — Procedeu de curăţare a conductelor de gaze de cocserie, p. 48 — Stabilirea vitezei curentului în turnurile de stingere umedă a cocsului, p. 52.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 17,1985

Forţa legii dezvoltării economice, p. 861 — Colocviu cu ocazia celei de-a 85-a aniversări a zilei de naştere a prof. dr. ing. H. Schenck, p. 867 — Cercetarea coroziunii fisurante sub tensiune la caupere. Partea I : Măsurări de exploatare ale propagării fisurii şi analiza tensiunilor, p. 869 — Cercetarea coroziunii fisurante sub tensiune în caupere. Partea a II-a : Legătura rezultatelor de exploatare cu cercetările de laborator, p. 37 — Sesiunea internaţională asupra transportului uzinal, 1985, p. 45 — Reducerea SiO_2 în furnal, p. 889 — Măsurarea şi reglarea în flux a planităţii benzii late la cald, p. 897 — 150 de ani de fabricare a şinelor c.f. Privire de ansamblu asupra dezvoltării tehnologice, p. 907 — Viitorul industriei siderurgice austriace, p. 913 — FAHO — Societatea prietenilor universităţii Aachen, p. 87 — Nou din trecut : al doilea cuptor de pudlare din R.F.G., p. 98.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 18, 1985

R. P. Chineză şi Europa Occidentală, p. 921 — Tehnica laminării, astăzi, p. 923 — Modele pentru calcularea fluxului de materiale pentru liniile de calibrare a barelor şi a profilelor, în scopul dezvoltării în continuare a tehnologiei de calibrare, p. 931 — Noi maşini de marcare pentru tabla groasă, p. 939 — Intergalva 1985 — Conferinţă internaţională asupra zincării benzilor, p. 943 — Asociaţia specialiştilor în acoperirea benzilor : reflecţii în perioade de stagnare a dezvoltării, p. 945 — Funcţionarea economică a instalaţiilor de acoperire prin utilizarea aparatelor de măsură a concentraţiei, p. 947 — Compararea procedeelor de şlefuire cu bandă şi cu roată cu lamele, p. 949 — Materialele plastice şi aluminiul ca materiale de substituire a oţelului în construcţiile de automobile, p. 953 — Raportul dintre criteriile de fabricare, rezistenţă şi construcţie a materialelor ceramice, de rezistenţă înaltă, p. 960 — Cea de-a şasea expoziţie europeană ENO asupra maşinilor-unelte, p. 963 — Jubileul VDEh (Uniunea siderurgiştilor din R.F.G.), Krefeld, p. 99 — Cu o sută de ani în urmă : anularea ajutoarelor pentru boală, p. 116.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 19, 1985

Progresul tehnic şi riscurile lui, p. 969 — Investigarea eficienţei economice şi a calităţii lingourilor în cazul procedeului de retopire electrică sub zgură, p. 973 — Influenţa stării termice a căptuşelii oalei de turnare şi a unui înveliş termoizolant asupra pierderii de temperatură a topiturii, p. 981 — A 7-a sesiune de specialitate asupra nichelului, organizată de SLN, p. 987 — Procedeul de recoacere continuă a tablei subţiri în comparaţie cu alte procedee, p. 989 — Controlul central asupra auzului în siderurgie, investigare pe durată lungă, rezultate, dezvoltări, p. 995 — Efectul ecruisării prin deformare asupra modului de rezistenţă, p. 101.

Ing. G. Adam şi ing. N. Ilie
Combinatul siderurgic Hunedoara

Metode de recondiţionare a utilajelor siderurgice fără demontare

(Lucrare de sinteză)

CZ: 621.797

Recondiţionarea utilajelor siderurgice se poate realiza prin următoarele procedee:

A. La oprirea pentru reparaţia planificată, piesa se demontează şi se transportă în atelierele mecanice unde se efectuează recondiţionarea prin metode cunoscute [1], după care piesa se readuce şi se remontează la loc.

B. La oprirea pentru reparaţia planificată, se demontează piesa uzată şi se înlocuieşte cu alta executată în prealabil. Ulterior, se analizează starea piesei uzate şi se decide recondiţionarea sau casarea.

C. În timpul opririi pentru reparaţie planificată, se acţionează la faţa locului asupra ansamblului uzat prin încărcare cu sudură şi prelucrare sau numai prin prelucrare.

Alegerea procedeului de recondiţionare se face în funcţie de doi parametri, şi anume: încadrarea în timpul planificat de reparaţie şi costul reparaţiei.

În cazul recondiţionărilor sînt posibile următoarele situaţii prezentate în figurile 1, *a*, *b* şi *c*:

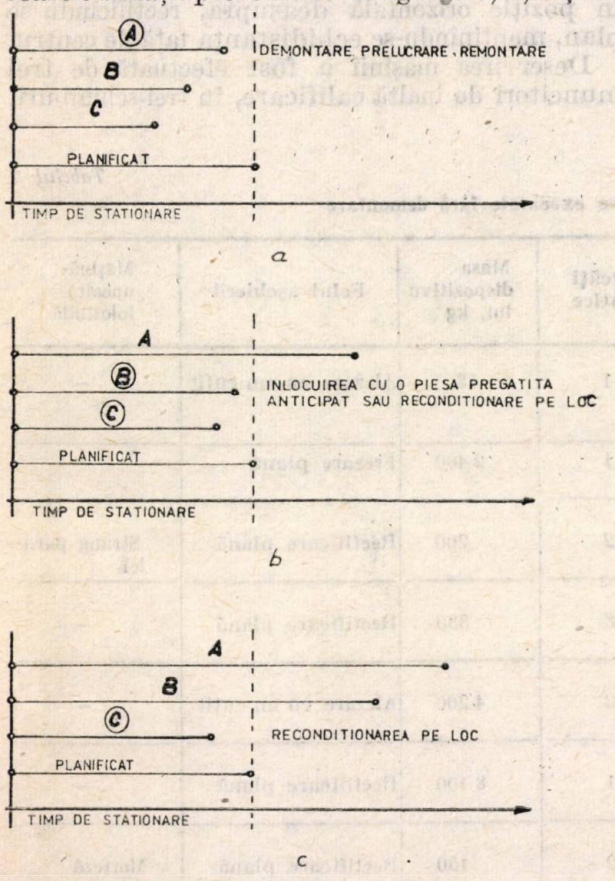


Fig. 1

– cele trei procedee se încadrează în timpul planificat de reparaţie (fig. 1, *a*).

În acest caz se alege varianta care are cele mai mici cheltuieli;

– procedeul *A* depăşeşte timpul planificat de reparaţie (fig. 1, *b*); opţiunea este între varianta *B* şi *C*, în funcţie de costul cel mai redus;

– procedeele *A* şi *B* depăşesc timpul de staţionare planificat (fig. 1, *c*); se adoptă procedeul *C*, cu condiţia ca diferenţa dintre costul procedeului *C* şi celelalte procedee să fie mai mică decît pierderile din nerealizarea producţiei.

Determinarea variantei optime se poate face astfel:

$$\text{Cost } A = Cd + 2Ct + Cp + Cm$$
$$\text{Cost } B = Cd + Cm + Cpi - R$$
$$\text{Cost } C = Cp + Csdv$$

în care:

Cd este costul de demontare;
Ct – costul transportului;
Cp – costul de prelucrare;
Cm – costul de montare;
Cpi – costul piesei noi;
R – recuperarea piesei uzate;
Csdv – cost dispozitiv.

Condiţia de optim se poate exprima astfel:

$$\text{Cost } C - \text{Cost } A, B \leqslant Poh$$

în care:

Po este pierderea de producţie pe oră;
h – timpul de staţionare suplimentar, h.

Dacă nu se respectă condiţia de mai sus, se optează pentru unul din celelalte procedee.

În cazul în care se adoptă recondiţionarea fără demontare, este necesar a se definitiva următoarele lucrări: întocmirea schemei cinematice a instalaţiei; stabilirea bazelor de fixare şi a bazelor de măsurare; se fac investigaţii asupra tipurilor de dispozitive şi mecanisme existente în vederea refolosirii lor; se analizează părţile din ansamblurile proiectate ce se vor refolosi în situaţia respectivă.

În urma definitivării soluţiei, se poate evalua costul dispozitivului şi stabili termenul de realizare.

În cazul în care metoda este avantajoasă, se ia decizia definitivă de recondiţionare pe loc şi se trece la proiectarea şi executarea dispozitivului, apelînd la experienţă şi la literatura de specialitate [4].

Din punct de vedere al dimensiunilor, formelor și pozițiilor de prelucrare, problemele de rezolvat sînt foarte variate, nu se pot stabili reguli generale, fiind necesară proiectarea lor de la caz la caz. Ca principii generale care se pot lua în considerare se menționează :

— să se pornească de la soluțiile cele mai simple de proiectare, ținînd seama că dispozitivele și instalațiile vor funcționa un timp limitat sau vor executa o anumită operație de numai cîteva ori ;

— să se utilizeze cît mai multe subansambluri sau mecanisme existente fizic, soluții bune putîndu-se găsi și prin *utilizarea unor părți din mașini-unelte* care se pot instala în acest scop lîngă locul de prelucrat.

Se menționează în acest sens restrunjirile pe locale colectoarelor mașinilor rotative mari, care se execută prin montarea lîngă colector a unei sănii de la strung.

Un proces de creație este cu atît mai eficient cu cît realizarea noului se face cu cît mai multe proiecte de subansambluri, descompunînd sistemul în subsisteme [2].

Pe lîngă forma geometrică, dimensiunea și duritatea suprafeței de prelucrat, timpul disponibil pentru execuția lucrării și pentru proiectarea și executarea dispozitivelor influențează natura soluției tehnice.

În tabelul 1 sînt prezentate principalele lucrări executate în ultimii ani la C.S.H., din care se descriu două dispozitive.

Recondiționarea paletei de pe rotorul motorului principal la laminorul de 1300 mm. Pentru recondiționarea paletei, s-a construit un dispozitiv apropiat ca complexitate de o mașină-unealtă prezentată în figurile 2 și 3.

După mai mulți ani de funcționare, paleta prezintă uzuri dar înlocuirea ei necesită un timp care depășește cu mult timpul afectat pentru o reparație corespunzătoare schemei din figura 1, *c*.

Dispozitivul se compune dintr-un cap de rectificat care se deplasează orizontal pe două grinzi paralele, cu ghidaje în coadă de rîndunică, acționat de un motor reductor refolosit și două șuruburi cu filet trapezoidal cu piulițe solidare cu capul de rectificat.

Piatra de rectificat are un diametru de 760 mm, depășind cu puțin lățimea suprafeței de rectificat, montată pe un arbore vertical și acționată de două motoare montate simetric, prin intermediul unui angrenaj conic în arc de cerc. Avansul de la o trecere la alta s-a realizat prin coborîrea grinzilor (tot pe ghidaje în coadă de rîndunică), cu ajutorul unor șuruburi de reglaj, mărimea controlîndu-se cu comparatoare ceas, montate în patru puncte.

Schema electrică a cuprins și limitatoare de cursă la cele două capete de cursă ale capului de rectificat, precum și un tablou de comandă. Cele două fețe ale paletei s-au adus succesiv în poziție orizontală deasupra, rectificîndu-se plan, menținîndu-se echidistanța față de centru.

Deservirea mașinii a fost efectuată de trei muncitori de înaltă calificare, în trei schimburi.

Tabelul 1

Exemple de lucrări de recondiționare executate fără demontare

Denumirea piesei recondiționate	Felul suprafeței	Bucăți identice	Masa dispozitivului, kg	Felul așchierii	Mașină-unealtă folosibilă
Cutia de viteză (păpușa fixă) a unui strung frontal Ø 3 150. Locaș de lagăr în interiorul cutiei	Cilindrică interioară Ø 82 × 45	1	18	Alezare cu un cuțit	—
Calea de glisare a ferăstraielor de la lam. prof. grele	Plană 150×66 300 2 suprafețe	1	2 400	Frezare plană	—
Placa de bază a motorului grupului Ilgner laminor degrosisor Ø 1000	Plană 300×800	2	200	Rectificare plană	Strung paralel
Placa de bază a cajelor de la laminorul de sîrmă	Plană 145×1 250 2 suprafețe	18	330	Rectificare plană	—
Cadrul cajei degrosisoare Ø 1300mm	Cilindrică interioară Ø 310×260	2	4 200	Alezare cu un cuțit	—
Paleta de pe rotorul motorului principal la laminorul degrosisor Ø 1300	Plană 1 250×600 2 suprafețe	1	8 100	Rectificare plană	—
Cadrul cajei degrosisoare. Lam. 750 mm	Plană 200×600 32 suprafețe	2	150	Rectificare plană	Morteză

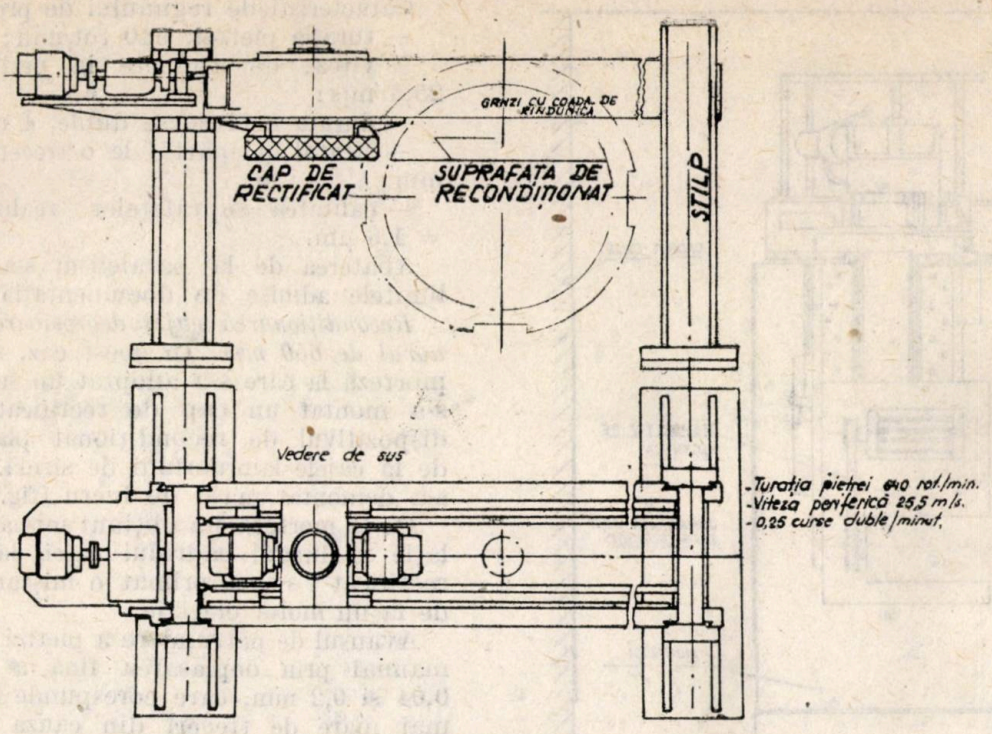

GRINZI CU COADA DE RÎNDUNICA
CAP DE RECTIFICAT
SUPRAFAȚA DE RECONDIȚIONAT
STILP
Vedere de sus
-Turația pietrei 940 rot/min.
-Viteza periferică 25,5 m/s.
-0,25 curse duble/minut.

Fig. 2

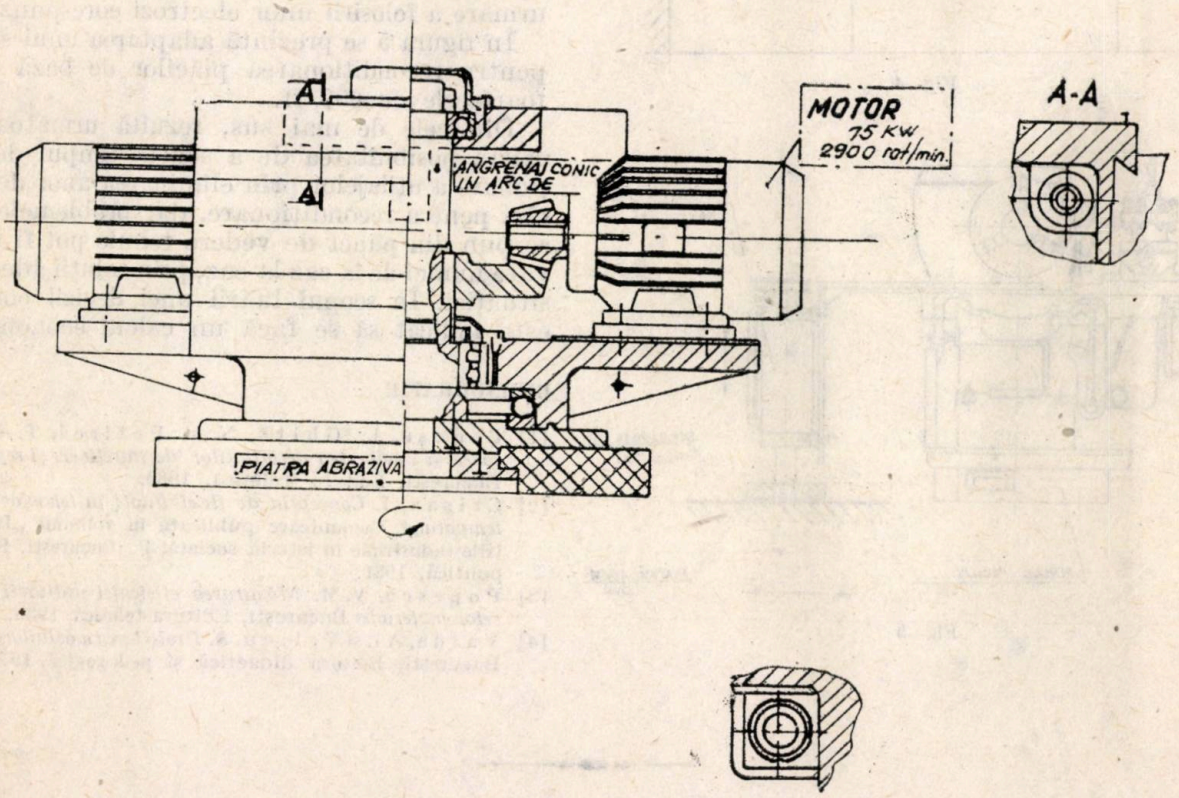

A
A
MOTOR
75 KW
2900 rot/min.
ANGRENAJ CONIC CU UN ARC DE
PIATRA ABRAZIVA
A-A

Fig. 3

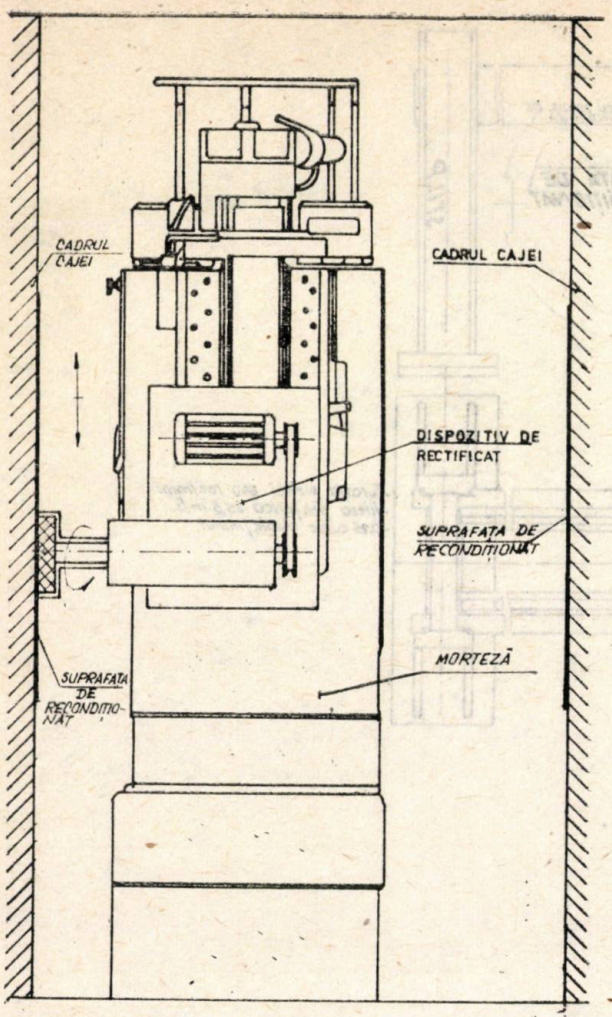


Fig. 4

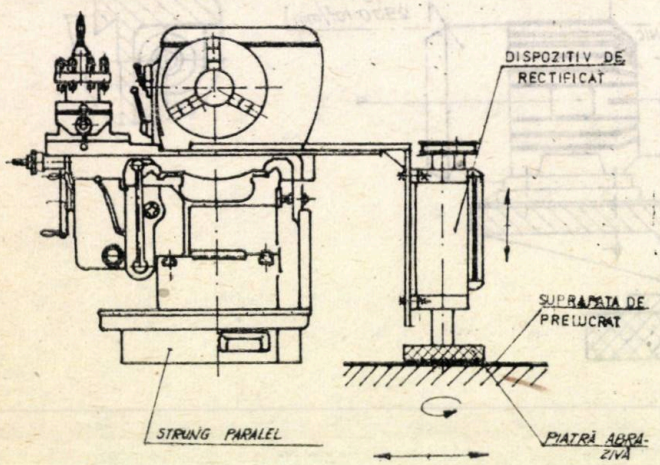


Fig. 5

Caracteristicile regimului de prelucrare sînt:
— turația pietrei, 640 rot/min;
— viteza de așchiere la periferia pietrei, 25,5 m/s;
— durata unei curse duble, 4 min;
— stratul îndepărtat la o trecere, 0,02—0,04 mm;
— calitatea suprafețelor realizate, $Ra = 1{,}6$ μm.

Abaterea de la paralelism s-a încadrat în limitele admise de documentația originală.

Recondiționarea cajei degrosioare de la laminorul de 650 mm. În acest caz, s-a utilizat o morteză la care s-a adoptat un suport pe care s-a montat un cap de rectificat, utilizat la dispozitivul de recondiționat placa de bază de la cajele laminorului de sîrmă. La morteză s-a demontat masa de lucru (fig. 4).

De la morteză s-a obținut mișcarea de translație în lungul cadrului cajei, iar pietrei de rectificat i s-a imprimat o mișcare de rotație de la un motor electric.

Avansul de pătrundere a pietrei se realizează manual prin deplasarea fină a broșei între 0,04 și 0,2 mm, care corespunde la un număr mai mare de treceri din cauza deformărilor elastice.

Regimul de lucru este următorul:
— diametrul pietrei, 250 mm;
— viteza de așchiere periferică, 20 m/s;
— rugozitatea suprafețelor, 1,6 μm.

Față de duritatea inițială a suprafeței, de aproximativ 160 *HB*, s-a ajuns la 240 *HB*, ca urmare a folosirii unor electrozi corespunzători.

În figura 5 se prezintă adaptarea unui strung pentru recondiționarea plăcilor de bază de la foarfecele de 800 tf.

Din cele de mai sus, rezultă următoarele: există posibilitatea de a scurta timpul de staționare a utilajelor prin eliminarea unor demontări pentru recondiționare, dar problemele care se pun din punct de vedere tehnic pot fi rezolvate numai de la caz la caz, prin soluții adecvate situației. În scopul luării unei decizii corecte, este indicat să se facă un calcul economic.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ceauşu, I., Ghiţă, N. şi Potîrcă, T. *Organizarea şi conducerea activităţilor de întreţinere şi reparaţii.* Bucureşti, Editura Tehnică, 1980.
[2] Crişan, I. *Concepţia de flexibilitate în tehnologia contemporană.* Comunicare publicată în volumul „Revoluţiile industriale în istoria societăţii". Bucureşti, Editura politică, 1981.
[3] Popescu, V. M. *Măsurarea eficienţei utilizării resurselor materiale.* Bucureşti, Editura tehnică, 1980.
[4] Vaida, Al. şi Velicu, S. *Proiectarea maşinilor-unelte.* Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1972.

Mărimea grăuntelui austenitic la probele din oţel Rp5 călit *Tabelul 3*

Coroiaj	Repartiţia diametrelor pe mărime, %									D_{mediu}, µm			$K_{neunif.}$
	$D < 10$ µm			$D = 10 - 15$ µm			$D > 15$ µm						
	L	*T*	*M*	*L*	*T*	*M*	*L*	*T*	*M*	*L*	*T*	*M*	
4,8	28	17	20	50	46	48	35	29	32	10,5	11,5	11,0	1,60
9,2	34	26	30	44	40	42	32	24	28	9,0	9,4	9,2	0,98
20,7	39	33	36	43	37	40	27	21	24	9,0	8,4	8,7	0,66
83,0	42	38	40	31	37	34	20	12	16	8,4	7,8	8,1	0,40

L — longitudinal ; *T* — transversal ; *M* — media ; *D* — diametrul mediu

granulaţiei, printr-un coeficient de neuniformitate calculat cu relaţia :

$$K_{neuniform} = \frac{\% S > 15}{\% S < 10} \qquad (3)$$

în care $\% S > 15$ şi $\% S < 10$ reprezintă suprafeţele procentuale ocupate de grăunţii cu diametrele mai mari de 15 µm, respectiv mai mici de 10 µm. Rezultatele sînt prezentate în tabelul 3 şi în figura 3.

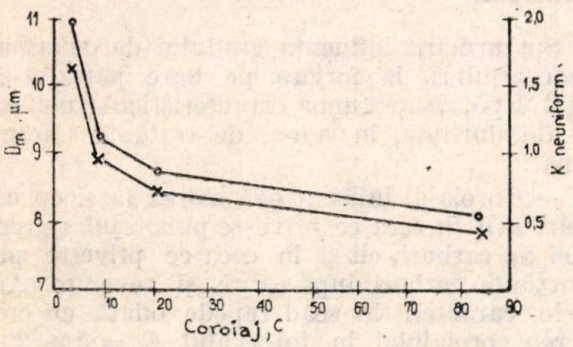


Fig. 3. Influenţa coroiajului asupra diametrului mediu al grăuntelui (D_m) şi asupra neuniformităţii granulaţiei austenitice (K_{neunif})

Prelucrarea matematică a datelor a permis să se deducă următoarele relaţii care leagă caracteristicile de granulaţie austenitică şi coroiajul :

$$K_{unif} = \frac{3,2}{C} \qquad (4)$$

$$D_m = \frac{25(0,3 + \lg C)}{C}. \qquad (5)$$

Comparînd relaţiile (4) şi (5) cu relaţiile (1) şi (2), se deduce că neuniformitatea granulaţiei austenitice este determinată de punctajul segregaţiei de carburi, iar diametrul mediu al grăuntelui austenitic, de proporţia de carburi. Acest mod de influenţă se explică prin condiţiile diferite de germinare şi de creştere a grăuntelui austenitic în oţeluri rapide. În zona benzilor de carburi, austenita germinează mai uşor, dar creşte mai lent, pe cînd în zonele dintre benzi, germinarea este mai dificilă şi creşterea mai uşoară. Aşa se explică şi faptul că, la un coroiaj mic, neuniformitatea granulaţiei este mai mare, iar carburile mari şi aglomerate determină o granulaţie austenitică mai mare, pe cînd la coroiajele mari, carburile, deşi mai puţine ca proporţie, sînt mai uniform distribuite în masa de bază, împiedicînd creşterea grăuntelui austenitic şi determinînd o granulaţie mai fină şi mai uniformă.

Duritatea în stare călită a avut valorile prezentate în tabelul 4, din care rezultă că duritatea scade sensibil la creşterea coroiajului de la 5 la 20, dar nu mai variază practic la creşterea coroiajului de la 20 la 83.

Tabelul 4

Duritatea probelor călite

Latură, mm	Coroiaj	Duritate					
		HRC			HV_{30}		
		L	*T*	*M*	*L*	*T*	*M*
166	4,8	65	66	65,5	852	848	855
120	9,2	65	65	65,0	862	976	870
80	20,7	63	63	63,0	842	822	832
40	83,0	63	63	63,0	848	826	837

Rezultatul obţinut se poate explica prin variaţia proporţiei de austenită reziduală. Prin creşterea coroiajului scade proporţia de carburi libere, ceea ce înseamnă că se obţine o austenită mai bogată în carbon şi elemente de aliere carburigene, provenite din carburile dizolvate suplimentar. Această austenită mai bogată în carbon şi elemente de aliere are punctele M_S şi M_F mai coborîte, ceea ce va mări proporţia de austenită reziduală la călire.

Duritatea probelor călite și supuse la două reveniri ulterioare *Tabelul 5*

Latură, mm	Coroiaj	Duritate						Creșterea față de starea călită	
		HRC			*HV*			*HRC*	HV_{30}
		L	*T*	*M*	*L*	*T*	*M*		
166	4,8	66	66	68	883	845	864	0,5	9
120	9,2	67	66	66,5	890	945	918	1,5	48
80	20,7	66	67	66,5	890	966	923	3,5	94
40	83,0	66	65	85,5	904	890	897	2,5	60

Duritatea după revenirea suplimentară în intervalul 600—680°C *Tabelul 6*

Latură, mm	Coroiaj	*HRC* călit + 2 rev. 550°C	*HRC* după revenirea suplimentară la temperatura, °C			*HRC* călit + revenit 680°C
			600	620	650	
166	4,8	66,0	61	59,5	53	43
120	9,2	66,5	83	60,0	54	45
80	20,7	66,5	63	60,5	52	42
40	83,0	65,5	62	59,0	49	40
Media		66,25	62,25	59,75	52,00	42,50

Duritatea după călire și revenire (efectuată imediat după călire) a avut valorile prezentate în tabelul 5.

Rezultatele obținute arată o creștere față de duritatea în stare călită, creștere care este cu atît mai mare cu cît coroiajul este mai mare, în special de la $C = 4{,}8$ la $C = 20{,}7$. Ea se poate explica prin creșterea proporției de austenită reziduală transformată în cursul revenirii. Coroiajul optim de 20,7 corespunde cu dispariția urmelor de rețea de carburi și cu stabilizarea relativă a caracteristicilor de granulație austenitică, la o proporție moderată de carburi.

Stabilitatea la cald — care exprimă rezistența la revenire suplimentară — s-a efectuat prin reveniri cu durate de 4 h la temperaturile de 600, 620 și 650°C. Adăugînd și datele obținute prin revenire la 680°C — pentru determinarea segregației de carburi — s-au obținut rezultatele din tabelul 6.

Din tabelul 6 rezultă că toate probele satisfac cerința de stabilitate la cald impusă de STAS 7283—80 ($HRC_{620} \geqslant 58$), dar cea mai mare stabilitate o au probele cu coroiajul $C = 10 - 20$. Din datele cuprinse în tabelul 6, s-a calculat și viteza de înmuiere, exprimată prin raportul:

$$V_{inmuiere} = \frac{HRC_{550} - HRC_{620}}{620 - 550},$$

unități *HRC*/grd. (6)

și s-a constatat că $V_{inmuiere} = 0{,}080 - 0{,}86$ *HRC*/grd., valoarea cea mai mică (0,080 *HRC*/grd.) fiind obținută la $C = 20{,}7$, care este, și din acest punct de vedere, o valoare optimă.

Concluzii

S-a urmărit influența gradului de deformare (coroiajului), la forjare pe bare pătrate din oțel Rp5, asupra unor caracteristici structurale și de duritate, în starea de tratament termic final.

— Coroiajul influențează starea fazei cu carburi atît în ceea ce privește punctajul segregației de carburi, cît și în ceea ce privește proporția de carburi după călire și revenire. Ambele caracteristici scad repede odată cu creșterea coroiajului în intervalul $C = 5 - 20$ și mult mai lent în intervalul $C = 20 - 80$.

— Analiza matematică a datelor a permis stabilirea unor relații cantitative între unele caracteristici structurale (proporția de carburi, punctajul segregației de carburi, diametrul mediu al grăuntelui austenitic, neuniformitatea granulației austenitice) și coroiaj. Pe această bază s-a stabilit că diametrul mediu al grăuntelui depinde de proporția de carburi, iar neuniformitatea granulației, de punctajul segregației de carburi.

— Duritatea după călire și revenire atinge valori maxime la coroiaje cuprinse între 5 și 20, iar stabilitatea la cald este maximă tot pentru coroiaje medii cuprinse între 10 și 20.

BIBLIOGRAFIE

[1] Gheler, Iu. A. *Instrumentalnîe stali*, Metalurghizdat, 1968.

[2] Payson, P. The Metallurgy of Tool Steel, 1958.

Ing. Anca Popescu
Întreprinderea Turbomecanica — București

Cercetări experimentale privind influența coroiajului asupra unor caracteristici de exploatare ale oțelului rapid Rp5

CZ : 669.15—194

După cum este bine cunoscut [1], [2], carburile din oțelurile rapide turnate în lingou sînt concentrate în principal sub formă de carburi primare în eutecticul ledeburitic care formează o rețea spațială (schelet carbidic), în timp ce o mică parte se află sub formă de carburi secundare, de dimensiuni foarte reduse în comparație cu cele primare, în amestecurile mecanice rezultate din descompunerea austenitei (troostită, bainită), care ocupă ochiurile ledeburitice. Forjarea prin întindere simplă zdrobește eutecticul, fărîmițează carburile de dimensiuni mari și omogenizează parțial austenita, dar nu poate desființa complet distribuția neuniformă a carburilor primare, în special la coroiaje mici.

Neomogenitatea carbidică înrăutățește caracteristicile tehnologice și de exploatare ale oțelurilor rapide, precum : sensibilitatea la fisurare, deformațiile de călire, capacitatea de șlefuire a muchiilor tăietoare ale sculelor, creșterea granulației austentice, stabilitatea la cald, rezistența la uzare și tenacitatea. Avînd în vedere influența negativă a neomogenității carbidice, se recomandă să se aleagă lingoul în funcție de dimensiunile barelor ce se vor forja, în așa fel încît să se realizeze un coroiaj de minimum 15—20, care asigură un punctaj al neomogenității carbidice mai mic de 4—5 [1].

În produsele din oțel rapid, proporția de carburi depinde de starea oțelului, fiind maximă în stare recoaptă (35 — 40% carburi totale, din care cca 15% $M_{23}C_6$, cca 12% M_3C, cca 8% M_7C_3 și 3% VC) și minimă în stare călită și intermediară după călire + revenire [1]. Dar asupra proporției și distribuției carburilor influențează și alți factori tehnologici, cei mai importanți fiind modul de elaborare și turnare și condițiile de deformare plastică, iar dintre acestea din urmă influența hotărîtoare o are coroiajul. De aceea, în lucrarea de față s-a urmărit influența coroiajului asupra proporției și distribuției fazei cu carburi și, prin aceasta, asupra unor caracteristici de exploatare ale oțelului Rp5, mai puțin cercetat în această direcție.

Pentru a decela influența exclusivă a factorului menționat, toți ceilalți factori (compoziție chimică, mod de elaborare și turnare, condiții de tratament termic preliminar și final) au fost menținuți constanți, la valori medii pentru practica industrială curentă.

Materialul și metodica de cercetare

S-a cercetat o șarjă de oțel Rp5, cu compoziția chimică : 0,82% C ; 0,32% Mn ; 0,28% Si ; 3,96% Cr ; 5,10% Mo ; 6,72% W și 1,92% V, elaborată în condiții industriale la C.O.S. Tîrgoviște și turnată în lingouri cu secțiune octogonală cu masa de 630 kg (fără picior și maselotă) și aria secțiunii transversale medii A_0 de cca 0,13 m².

Lingoul a fost preforjat între scule plane la o țaglă cu dimensiunile 166 × 166 × 2 700 mm, din mijlocul căreia s-a prelevat o probă cu lungimea de 100 mm, care a fost reforjată între scule plane fără repatratizare, la o probă în trepte, la grosimile de 120 ; 80 și 40 mm. În acest fel, s-au obținut coroiajele de 4,8 ; 9,2 ; 20,7 și 83.

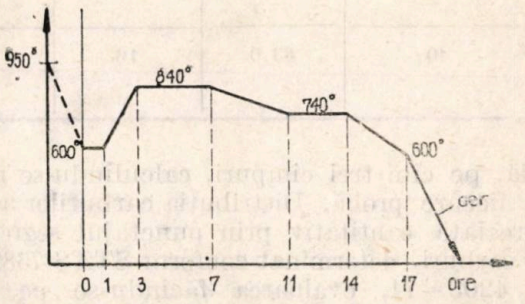


Fig. 1. Ciclul de recoacere a probelor forjate

Treptele astfel obținute au fost debitate la cald și s-au supus recoacerii în condiții industriale, într-un cuptor continuu cu vatră cu role, după ciclul din figura 1.

În continuare, după fiecare probă s-au decupat prin așchiere probe metalografice cu dimensiunile 20 × 20 × 25 mm. Decuparea s-a făcut în așa fel încît să se poată examina secțiuni situate la distanțe de cca 1/8 din latura (muchia) probei. Probele metalografice au fost supuse tratamentelor termice menționate în tabelul 1.

Proporția carburilor a fost determinată prin atac nital 10% prin microscopie cantitativă, respectiv prin măsurarea suprafeței ocupate de carburi (albe) în raport cu aria totală examinată (fond negru, format din amestec de ferită și carburi fine). Aparatul quantimet folosit a putut decela formațiuni cu diametrul de minimum 0,2 mm la mărire 100 : 1 (diametru efectiv 2μm). Determinările s-au efectuat atît pe direcție longitudinală cît și transver-

Tabelul 1

Tratamentele termice şi încercările probelor metalografice

Tratamentul termic aplicat	Încercarea efectuată
Recoacere	Duritate, microstructură
Călire 1 220°C/baie sare/ulei	Duritate, mărime grăunte austenitic
Călire + 2 reveniri 550°C/1h/aer	Duritate, microstructură
Călire + 2 reveniri 550°C + încălzire la 600—850°C/4h/aer	Duritate (stabilitate la cald), microstructură
Călire + recoacere 680°C/1h/aer	Proporţia şi distribuţia la carburi, duritate

Tabelul 2

Date numerice privind proporţia şi distribuţia carburilor

Latura, mm	Coroiaj	Proporţia de carburi, %			Segregaţia de carburi	
		Transversal	Longitudinal	Medie	Punctaj	Observaţii
166	4,8	26	34	30	8,5	Reţea continuă deformată neuniform
120	9,2	24	30	27	6,0	Dungi pronunţate, cu acumulări; tendinţă de reţea întreruptă
80	20,7	22	26	24	4,5	Dungi pronunţate, cu acumulări rare
40	83,0	16	20	18	2,0	Dungi slab pronunţate, alternînd cu dungi bine marcate

sală, pe cîte trei cîmpuri, calculîndu-se media pe fiecare probă. Distribuţia carburilor a fost apreciată cantitativ prin punctajul segregaţiei de carburi, determinat conform STAS 7382—80 şi 4203—74, evaluarea făcîndu-se pe baza scării din STAS 7382—80.

Rezultate obţinute şi interpretare

Proporţia şi punctajul segregaţiei de carburi sînt prezentate în tabelul 2 şi figura 2.

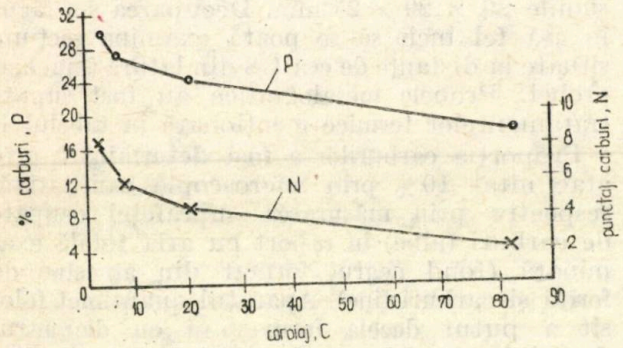


Fig. 2. Influenţa coroiajului (C) asupra proporţiei (P) şi a punctajului segregaţiei de carburi (N) în cazul unei şarje de oţel rapid

Prelucrarea matematică a datelor din tabelul 2 a dus la următoarele relaţii între caracteristicile structurale şi coroiajul C:

a) pentru proporţia de carburi:

$$P = \frac{70(0{,}3 + 1\text{g } C)}{C} \qquad (1)$$

b) pentru punctajul segregaţiei de carburi:

$$N = \frac{18}{C} \qquad (2)$$

Relaţiile (1) şi (2) arată că dependenţa de coroiaj a caracteristicilor structurale cercetate este parabolică sau mai complicată.

La probele călite în condiţiile 800°C/40 min/1 220°C/10 min — baie de sare, 520°C/5 min — ulei cald, s-a determinat şi aria grăuntelui austentic (prin atac cu reactiv Vilella şi microscopie cantitativă). Deoarece grăuntele a fost neuniform, în sensul că grăunţii din zonele cu benzi de carburi sînt mai fini decît cei dintre benzi, s-a determinat distribuţia grăunţilor în trei clase de diametre medii ($\leqslant 10\,\mu m$; 10—15 μm şi $> 15\,\mu m$), precum şi neuniformitatea

multe elemente de aliere se poate determina din expresia:

$$\ln \chi_H = \ln \chi_H^0 - \varepsilon_H^{Si} \sum_{i=1}^{n} [k_H^{Y_i}]_{Si} \cdot y_i =$$

$$= \ln \chi_H^0 - \varepsilon_H^{Si} \sum_{i=1}^{n} y_{SiE}^{Y_i}, \qquad (11)$$

relaţie care a fost folosită în calcule în prezenta lucrare.

Trebuie menţionat că folosirea factorilor de echivalenţă în locul parametrilor de interacţiune prezintă avantajul că primii au o semnificaţie fizică mai concretă şi depind în mult mai mică măsură de temperatură (tab. 2).

Pentru aliajele feroase binare ($Fe - Y_i$), solubilitatea hidrogenului a fost studiată în prezenta lucrare la un număr de 16 elemente de aliere (C, P, Si, Al, B, Nb, W, V, Ni, Mn, Cr, Co, Mo, Cu, Ti, Ge), constatîndu-se următoarele:

Datele experimentale stabilite de numeroşi cercetători prezintă diferenţe sensibile între ele nu numai ca valoare absolută, dar şi în privinţa sensului de variaţie, în funcţie de modificarea concentraţiei elementelor de aliere. E. Schürmann şi W. Kättlitz [2] au încercat o selectare şi prelucrare a datelor experimentale publicate, folosind metoda celor mai mici pătrate. Este de observat că, pentru multe elemente de aliere, curbele experimentale, indicate ca cele mai probabile de către cercetătorii menţionaţi mai sus, duc prin extrapolare pentru X_H^0 (solubilitatea hidrogenului în fierul pur) la valori care diferă de cea acceptată în prezent de 0,00139 fracţii molare [6], [7]. În unele cazuri, ca de exemplu pentru cobalt şi mangan, aceste diferenţe sînt sensibile. Pentru aceste elemente, datele indicate în lucrarea [2] au trebuit reconsiderate prin translatarea corespunzătoare a curbelor respective. Pentru molibden, datele experimentale diferă nu numai ca valoare, ci şi ca sens: unele cercetări arată o creştere a solubilităţii hidrogenului în oţelul lichid odată cu creşterea conţinutului de molibden, în timp ce altele, dimpotrivă, prezintă o scădere a acestei solubilităţi. Reconsiderînd valorile experimentale publicate pentru acest element, s-a obţinut (pentru 1 600°C) o dreaptă crescătoare mai aproape de orizontală decît cea din lucrarea [2].

Datele experimentale reevaluate, conform celor precizate mai sus, sînt prezentate în figurile 1, $a-1$, p ca fiind cele mai probabile. După cum se constată, ele cuprind un domeniu de concentraţii destul de larg (0 ... 0,25 — — 0,30 fr.mol.). În continuare, comparînd aceste date — curbele cu linie plină — cu cele calculate pe baza relaţiei (11) — curbele cu linii întrerupte — se constată o concordanţă satisfăcătoare pentru majoritatea elementelor de aliere studiate. Aşa de exemplu, pentru un oţel cu nichel, avînd o concentraţie de 0,3 fracţii molare (31,05% Ni), solubilitatea hidrogenului determinată experimental este de 0,00161 fr. mol. faţă de 0,00156 rezultată din calcul (diferenţă de circa 3,1 %).

În figura 2 s-a încercat o sinteză a rezultatelor cuprinse în figurile 1, $a-1$, p, transpunînd concentraţiile elementelor de aliere în siliciu echivalent, conform relaţiei (7). Este de remarcat faptul că curba teoretică urmăreşte în mod satisfăcător valorile experimentale, în special pentru domeniile în care $SiE < 0{,}1-0{,}12$ fr. molare. Peste aceste valori, datele experimentale, în special pentru carbon şi siliciu (domeniul fontelor şi al oţelurilor silicioase), se situează sub valorile teoretice.

Pentru aliajele feroase cu mai multe elemente de aliere, comparînd datele experimentale, relativ puţine, comunicate în literatura de specialitate [5], cu valorile calculate conform relaţiei (11), se constată de asemenea o concordanţă mulţumitoare, după cum s-a arătat în lucrarea [4].

Şi la această categorie de aliaje la conţinuturi echivalente de siliciu, depăşind anumite valori (circa 0,15 fr. mol), datele teoretice se îndepărtează de cele obţinute experimental.

Explicaţia acestor abateri trebuie căutată în aceea că la baza calculului teoretic au stat

Tabelul 2

Variţia parametrilor de interacţiune şi a factorilor de echivalenţă cu temperatura

	$\varepsilon_H^{Y_i}$			$[k_H^{Y_i}]_{Si}$		
	1 600	1 750	Col. 3/Col. 2	1 600	1 750	Col. 6/Col. 5
1	2	3	4	5	6	7
Si	3,551	3,182	0,8961	1,00	1,00	—
Ni	−0,3698	−0,3168	0,8567	−0,1041	−0,09956	0,9564
Cr	−0,4205	−0,3639	0,8654	−0,1184	−0,1144	0,9662
Mn	−0,217	−0,1837	0,8465	−0,0611	−0,0577	0,9444
Ti	−3,7574	−3,4031	0,9057	−1,0581	−1,0695	1,0108
V	−1,5448	−1,3956	0,9034	−0,4350	−0,4386	1,0083
W	1,5405	1,3969	0,9068	0,4338	−0,4390	1,0199
Nb	−2,1909	−1,9919	0,9092	−0,617	−0,626	1,0146

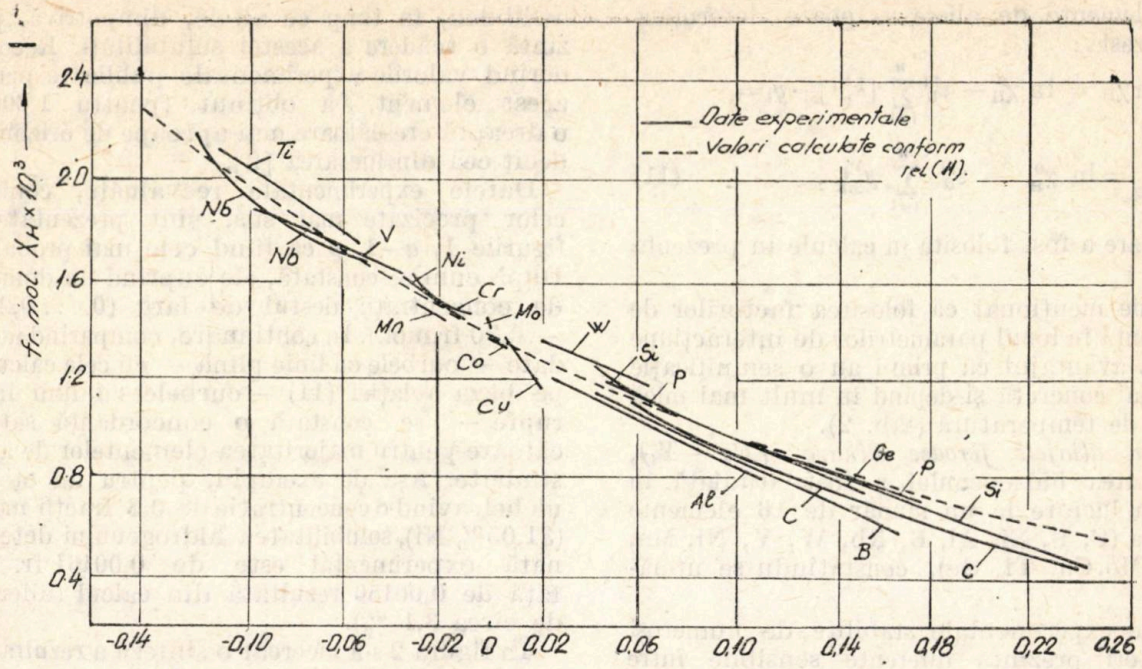


Fig. 2. Dependența solubilității hidrogenului X_H în aliaje feroase binare în funcție de conținutul elementelor de aliere exprimat în siliciu echivalent la 1 600°C

numai parametrii de interacțiune de tipul $\varepsilon_{H(Fe)}^{Y_i}$, adică influența elementului de aliere Y_i dizolvat în fierul care predomină, nu și cei de tipul $\varepsilon_{H(Yi)}^{Fe}$, adică influența fierului asupra elementului de aliere Y_i, dacă acesta din urmă este în cantitate însemnată. În prezent se constată, pe baza celor publicate în literatura de specialitate, preocupări în direcția studierii influenței reflectate prin ambele tipuri de parametri de interacțiune, la abordarea solubilității unor gaze în aliajele feroase, în care elementele de aliere sînt în proporție mare [6].

În concluzie, se poate considera că, pentru oțelurile folosite în practica curentă, metoda de calcul prezentată, bazată pe acțiunea echivalentă a elementelor de aliere, duce la rezultate satisfăcătoare pentru evaluarea solubilității hidrogenului în oțelul aliat lichid.

BIBLIOGRAFIE

[1] Schürmann, E. și Kättlitz, W. În: Archiv f.d. Eisenhüttenw, R.F.G., nr. 6, 1981, p. 219–224.
[2] Schürmann, E și Kättlitz, W. În: Archiv f.d. Eisenhüttenw, R.F.G., nr. 8, 1981, p. 295–301.
[3] Apa, L. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 1, 1985, p. 20–24
[4] Apa, L. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 8, 1985, p. 389–393.
[5] Bagshaw, T. ș.a. În: Iron and Steel Inst., Anglia, nr. 2, 1965, p. 160–165.
[6] Frohberg, G.M. și Anik, S. În: Archiv f.d. Eisenhüttenw, R.F.G., nr. 2, 1984, p. 45–48.
[7] Bester, H. și Lange, R.W. În: Stahl u. Eisen, R.F.G., nr. 21, 1977, p. 1037–1039.

Dr. ing. L. Apa

Cercetări noi privind aplicarea metodei echivalenței elementelor de aliere la calcularea solubilității hidrogenului în oțelurile aliate*

CZ: 669.788:669.15–194

După cum s-a mai arătat [1] – [3], solubilitatea $\chi_X^{Y_i}$ a unui gaz X într-un oțel aliat cu elementul Y_i rezultă din raportul:

$$\chi_X^{Y_i} = \frac{\chi_X^0}{\gamma_X^{Y_i}} \tag{1}$$

sau

$$\ln \chi_X^{Y_i} = \ln \chi_X^0 - \ln \gamma_X^{Y_i} \tag{2}$$

în care χ_X^0 reprezintă solubilitatea gazului în fierul pur, iar $\gamma_X^{Y_i}$ – coeficientul de activitate a gazului în aliajul Fe – Yi.

Mărimea χ_X^0 depinde de presiune și temperatură și pentru gazele biatomice se poate exprima sub forma:

$$\log \chi_X^0 = \frac{1}{2} \log p_{x2} + B + \frac{A}{T} \tag{3}$$

în care p_{x2} reprezintă presiunea, Pa, iar T – temperatura, K. Pentru hidrogen, la presiunea de 1 atm = 1,013 X 10^5 Pa, după cum s-a mai arătat [3], se poate folosi cu bune rezultate relația:

$$\log \chi_H^0 = -\frac{1,700}{T} - 1,950 \tag{4}$$

Pentru calculul coeficientului de activitate $\gamma_X^{Y_i}$, s-a utilizat metoda acțiunii echivalente a elementelor de aliere sub o formă simplificată.

Acțiunea echivalentă a elementelor de aliere se bazează pe faptul că pentru două sisteme Fe – Y_i – X și Fe – Y_E – X, având aceeași solubilitate pentru gazul X, respectiv același coeficient de activitate γ_x, raportul concentrațiilor elementelor de aliere y_E/y_i se păstrează constant pentru o gamă largă a concentrațiilor și depinde în mică măsură de temperatură:

$$\left|\frac{y_E}{y_i}\right|_{\gamma_x=\text{const.}} = [k_X^{Y_i}]_E \tag{5}$$

$[k_X^{Y_i}]_E$ reprezintă factorul de echivalență a elementului Y_i în raport cu elementul de referință E. Astfel, concentrația elementelor de aliere se poate exprima în funcție de concentrația y_E a elementului de referință:

$$y_E^{Y_i} = [k_X^{Y_i}]_E \cdot y_i \tag{6}$$

S-a ales ca element de referință siliciul. În acest caz pentru hidrogen relația (6) devine:

$$y_{SiE}^{Y_i} = [k_H^{Y_i}]_{Si} \cdot y_i \tag{7}$$

De menționat că toate concentrațiile (y_i, y_E, y_{SiE}, χ_X etc.) sînt exprimate în fracții molare.

Prin aplicarea metodei propuse [3], [4], s-a considerat că factorii de echivalență pot fi calculați cu suficientă exactitate din raportul parametrilor de interacțiune $\varepsilon_H^{Y_i}$ și ε_H^{Si}, astfel:

$$[k_H^{Y_i}]_{Si} = \frac{\varepsilon_H^{Y_i}}{\varepsilon_H^{Si}} \tag{8}$$

Pentru ε_H^{Si} la 1 600°C, s-a folosit valoarea de 3,55 ca și în lucrările anterioare [3], [4]. Valorile factorilor de echivalență astfel rezultate se arată în tabelul 1.

Metoda echivalenței permite, în cazul unui oțel cu mai multe elemente de aliere, însumarea concentrațiilor tuturor acestora, exprimate în prealabil în echivalent siliciu:

$$\sum_{i=1}^{n} [k_H^{Y_i}]_{Si} \cdot y_i = \sum_{i=1}^{n} y_{SiE}^{Y_i} \tag{9}$$

și calcularea coeficientului de activitate γ_H, cu o aproximație satisfăcătoare din relația:

$$\ln \gamma_H = \varepsilon_H^{Si} \sum_{i=1}^{n} [k_H^{Y_i}]_{Si} \cdot y_i = \varepsilon_H^{Si} \sum_{i=1}^{n} y_{SiE}^{Y_i} \tag{10}$$

La însumare, concentrațiile exprimate în siliciu echivalent se vor lua cu semnul + sau –, după semnul factorului de echivalență.

În final, pe baza relației (2), solubilitatea hidrogenului în cazul unui oțel cu unu sau mai

* Lucrare prezentată la cea de a XXVIII-a Sesiune de comunicări științifice ICEM, București, 12–13 septembrie, 1985.

Tabelul 1

Factorii de echivalență determinați din parametrii de interacțiune pe baza relației (8) pentru hidrogen, elementul de referință fiind siliciul (temp. 1 600 °C)

	C	Si	P	B	Co	Ni	Cr	Mn	Mo	V	W	Al	Nb	Cu	Ti	Ge
Parametrii de interacțiune ε_H^{Yi}	3,60	3,55	3,15	3,03	0,16	−0,37	−0,42	−0,22	0,02	−1,54	1,54	1,96	−2,19	0,500	0,375	2,76
Factorii de echivalență $[k_H^{Yi}]_{Si}$	1,014	1,000	0,887	0,853	0,045	−0,104	−0,118	−0,061	0,0056	−0,434	0,434	0,553	−0,617	0,14	−1,0563	0,778

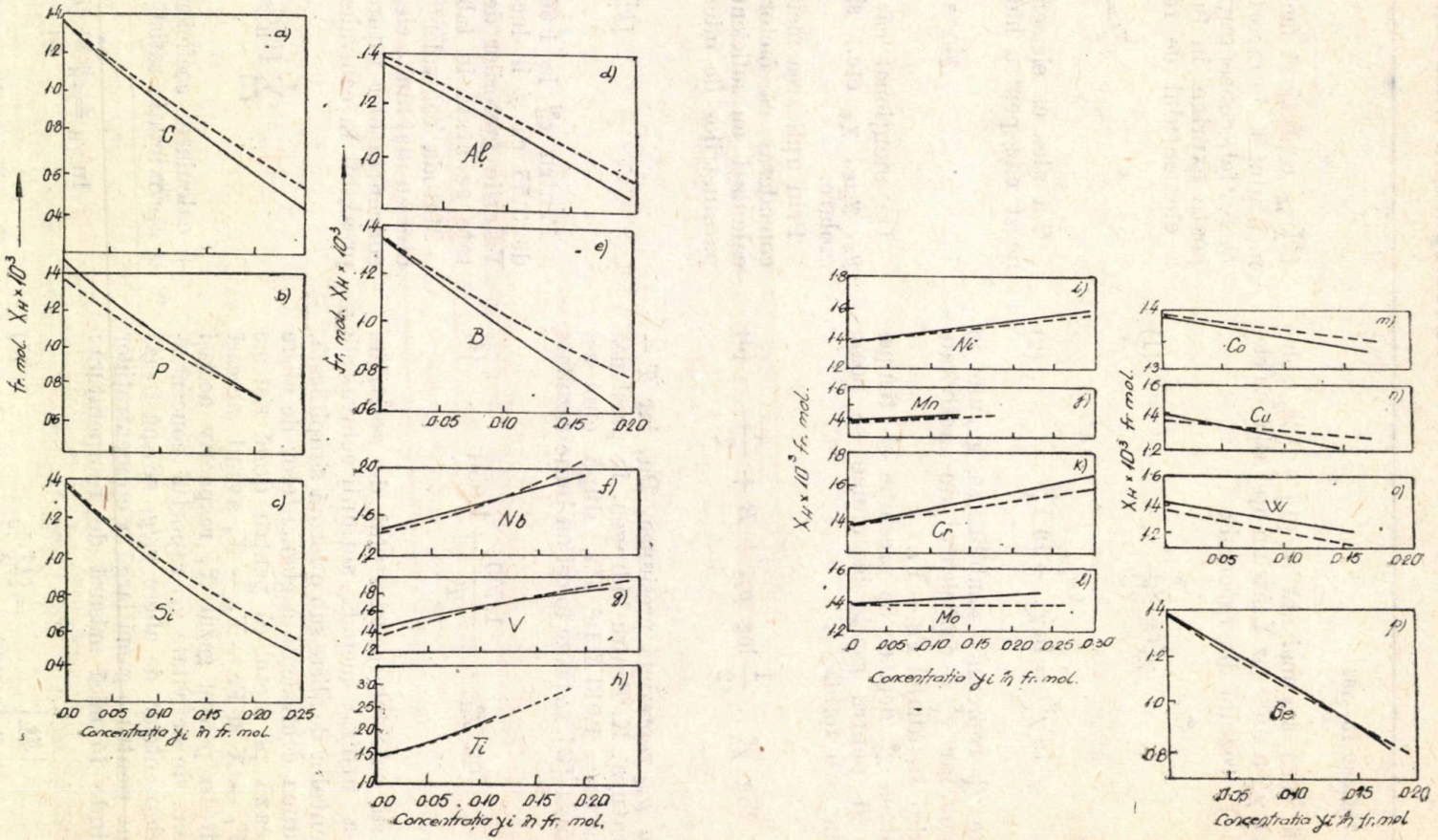


Fig. 1, *a* — 1, *p*. Solubilitatea hidrogenului la 1 600°C în unele sisteme binare pe bază de Fe : ———— date experimentale ; — — — — — valori calculate

cu detectori de energie dispersivă, fie cu spectrometrie de lungime de undă dispersivă. A doua metodă constă în măsurarea spectroscopică a distribuției de energie a particulelor emise.

Impactul major al metodelor analitice în înalta rezoluție spațială, în știința materialelor, se realizează în cercetarea situațiilor în care un element a segregat într-un volum mic bine definit, cum este cazul unui precipitat într-o matrice sau în apropierea unor defecte ca: limita dintre grăunți, interfețe, dislocații, suprafețe libere; cele mai bune rezultate se obțin cu detectori de energie dispersivă în caracterizarea particulelor bimetalice cu diametre sub 2 nm. Un domeniu eficient de aplicare a metodelor analitice se referă la descrierea particulelor de metale grele în catalizatoare industriale. Aceste metode se pot de asemenea aplica în detectarea oxigenului aflat de-a lungul miezului dislocației orientat paralel cu fasciculul incident în folii foarte subțiri de germaniu sau în straturile superficiale în filmele subțiri din bismut.

În ultimii ani, se aplică cu rezultate foarte bune metoda DCFE în analiza rolului limitelor dintre grăunți și sublimitelor privind procesul de deformare a materialelor la temperaturi

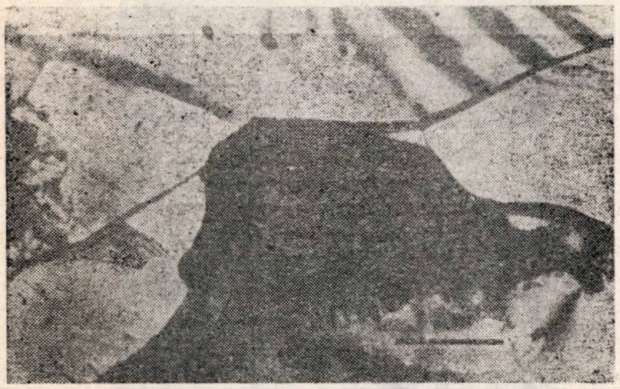


Fig. 9. Microstructura unui oțel inoxidabil feritic deformat la temperaturi înalte

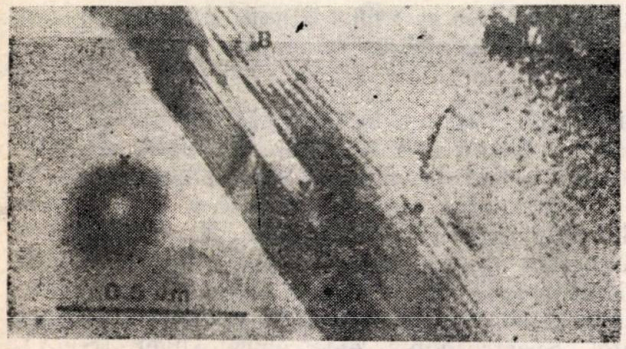


Fig. 10. Modele Kikuchi obținute prin DCFE

înalte. Aceste limite sînt considerate ca o parte microstructurală care influențează proprietățile materialelor solide în unele situații. În figura 9 s-a reprezentat microstructura unui oțel inoxidabil feritic după deformare la temperatură înaltă.

Folosind DCFE se pot obține trei modele Kikuchi și anume, primul de la grăuntele din stînga, spot x (fig. 10), al doilea de la sublimita dintre limita grăuntelui A și limita la unghi mic B, spot y, și al treilea de la grăuntele din dreapta. Folosind modelele Kikuchi obținute, s-au stabilit o rotație de 53,23° în jurul axelor la limita grăuntelui A și o rotație de 0,74° la limita subgrăuntelui.

Metoda DCFE se aplică, de asemenea, în analiza particulelor de fază secundară. Astfel, în figura 11 obținută prin MET se observă că aliajul de aluminiu 7475, după punerea în soluție, conține două tipuri de precipitate. Primul tip de particule reprezintă incluziunile de 3—10 μm de formă Al_7Cu_2Fe, așa cum se ilustrează prin microdifracție (fig. 12). Al doilea tip de particule, constituit din dispersoizi cu dimensiuni între 0,02 și 0,2 μm, prezintă trei morfologii distincte: triunghiular, sferic și cilindric, avînd compoziția chimică dată de formula: $(AlCuZn)_{13}(Mg)_3(Cr)_1$.

Microscopia electronică în situ facilitează folosirea microscopului ca un minilaborator pentru studiul proceselor dinamice. În timpul examinării, proba se supune diferitelor tratamente, cum sînt: deformarea, tratamentele termice (încălzirea, răcirea), iradierea, creșterea cristalelor, transformările de faze și interacțiunea cu mediul înconjurător. Informații utile

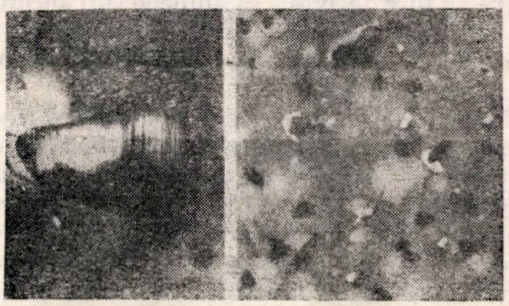


Fig. 11. Particule de fază secundară în aliajul de aluminiu 7075

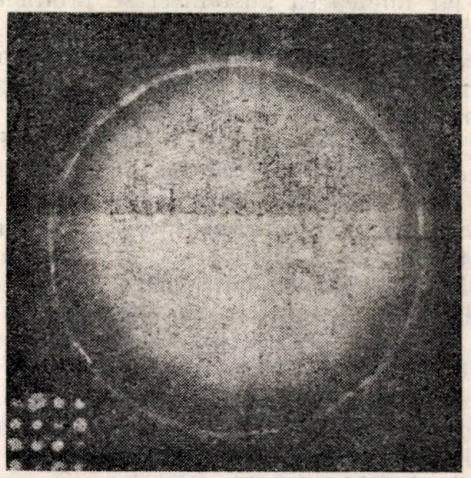


Fig. 12. Modelul fasciculului convergent [001] de la incluziunea Al_7Cu_2Fe și difracția stratului zero

s-au obținut și asupra diferitelor proprietăți ale defectelor de rețea în cazul materialelor cristaline.

Tehnica actuală permite încălzirea probelor pînă la 2 000°C printr-un bombardament de electroni, astfel încît să se poate studia comportarea defectelor de rețea în metale și aliaje refractare. Efectuarea deformării la temperaturi scăzute

Fig. 13. Dislocațiile în Fe la 25 K

sau înalte a dus și la observarea comportării dinamice a dislocațiilor. Astfel, în figura 13 s-au reprezentat dislocațiile într-o probă din fier care au fost activate să alunece sub acțiunea unei tensiuni aplicate la 25 K. Majoritatea acestora au fost dislocații în șurub care se deplasează ca un arc rigid.

Observațiile microscopice in situ asupra transformărilor de faze la oțeluri constituie o tehnică importantă în aplicațiile microscopiei electronice de înaltă tensiune (MEIT). Pentru ilustrare se analizează transformările de faze într-un oțel nealiat cu 0,2 % C și anume ferită/austenită la încălzire și austenită/ferită, precum și austenită/perlită la răcire. Transformarea ferită/austenită începe la temperaturi între 780 și 800°C, iar nuclearea austenitei se produce exclusiv la limitele ferită/ferită (fig. 14, *a*). Dizolvarea particulelor de cementită se produce foarte repede dacă ele întîlnesc frontul avansat al grăunților de austenită (fig. 14, *b*).

La răcire, nuclearea feritei proeutectoide se produce la limitele grăunților de austenită la circa 780°C, iar transformarea austenită/ferită este precedată de deplasarea incoerentă a limitelor austenită/ferită. Perlita germinează la interfața dintre ferita proeutectoidă și austenita îmbogățită în carbon la temperatura de cca 710°C; creșterea perlitei în austenită se produce cu o viteză de 0,8 — 8 μm/s.

Microscopia electronică de suprafață se aplică în observațiile asupra unor suprafețe curate sau acoperite cu straturi bine determinate în condițiile unui vid foarte înaintat în camera probei (presiunea este $< 10^{-8}$Pa)..

Microscopia electronică cu baleiaj (MEB) s-a dezvoltat după anul 1960 odată cu mecanica ruperii materialelor, avînd drept scop examinarea detaliată a mecanismului de rupere. Metoda se aplică în studiul suprafețelor de rupere printr-o vizualizare tridimensională, ceea ce a permis descrierea micromecanismelor de rupere ductilă

a

b

Fig. 14. Nuclearea austenitei la limita grăunților de ferită (*a*) și dizolvarea particulelor de cementită (*b*)

și fragilă. Ruperea la oboseală, precum și fisurarea corosivă sub tensiune constituie, de asemenea, obiectul cercetărilor MEB. În figura 15 s-a reprezentat ruperea ductilă a unei probe din oțel inoxidabil austenitic. Se observă că nuclearea microcavităților s-a produs pe particule de fază secundară. În figura 16 este reprezentată ruperea la oboseală în cazul aceluiași oțel. Spectroscopia electronică Auger (SEA), precum și microscopia Auger cu baleiaj sînt tehnici microanalitice bine instituite în analiza suprafețelor. Aceste tehnici cunosc o dezvoltare tot mai mare atît în cercetările fundamentale, cît și în controlul de laborator al diferitelor procese.

MEIR s-a dovedit a fi o metodă importantă în studiul structurilor reale în cazul multor sisteme de oxizi complecşi, îndeosebi oxizi de niobiu, oxizi nestoichiometrici de wolfram şi titan, oxizi de bariu şi wolfram, oxizi de vanadiu şi diferiţi spineli.

Dioxidul de plumb PbO_2 folosit ca material activ sub formă de electrozi la baterii prezintă două forme principale $\alpha - PbO_2$ şi $\beta - PbO_2$. Ambele forme au fost studiate cu ajutorul MEIR ; în cazul $\alpha - PbO_2$ s-a observat o considerabilă dezordine sub forma unei întrepătrunderi coerente a $\beta - PbO_2$ în matricea constituită din forma α.

Modificările structurale în materialul activ PbO_2 constituie cauza principală în degradarea prematură a bateriilor. În figura 3 s-a reprezentat o întrepătrundere a formelor α şi β în cazul dioxidului de plumb.

Aliajele din sistemul Sm (Co, Fe, Cu) sînt folosite la confecţionarea magneţilor permanenţi durificaţi prin precipitare, avînd cea mai ridicată coercitivitate. Studiile efectuate cu MEIR asupra acestor magneţi au relevat existenţa unor microstructuri celulare ce constau din două faze $SmCo_5$ şi Sm_2Co_{17}. Un interes deosebit

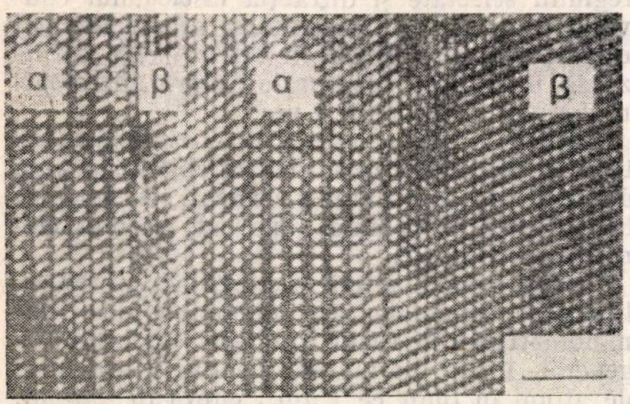


Fig. 3. Imaginea reţelei cristaline [110] în cazul PbO_2 ilustrînd întrepătrunderea coerentă a formelor α şi β

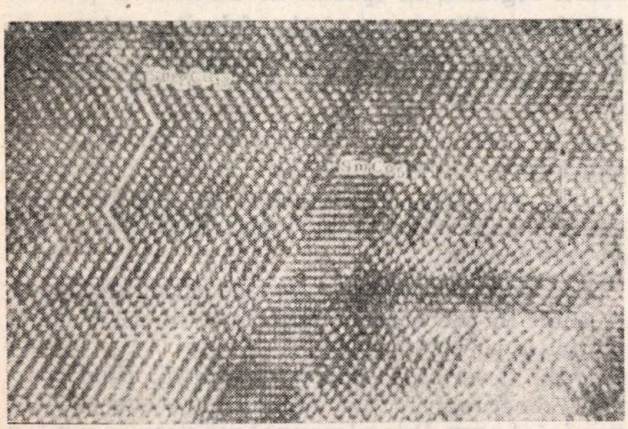


Fig. 4. Imaginea MEIR indicînd pătrunderea fazei $SmCO_2$ în faza Sm_2Co_{17}

prezintă observaţiile atomice asupra interfeţelor dintre aceste două faze.

Probele cercetate din Sm $(Co_{0,65}\ Fe_{0,175}\ Ni_{0,05}\ Cu_{0,1})_7$ s-au executat în felul următor : topirea prin inducţie, măcinare fină, presarea într-un cîmp magnetic, sinterizarea timp de 2 h la 1 210°C, tratament în soluţie timp de 2 h la 1 195°C şi îmbătrînire la 800°C. În figura 4 s-a reprezentat imaginea obţinută cu un fascicul incident paralel cu direcţia [11.0] unde se observă o fişie din faza $SmCo_5$ înglobată în faza Sm_2Co_{17}. Interfaţa dintre $SmCo_5$ şi Sm_2Co_{17} părea a fi coerentă la nivel atomic, dar cercetările mai aprofundate cu un fascicul oblic au evidenţiat o distorsiune a reţelei la interfeţe care determină contrastul difracţiei.

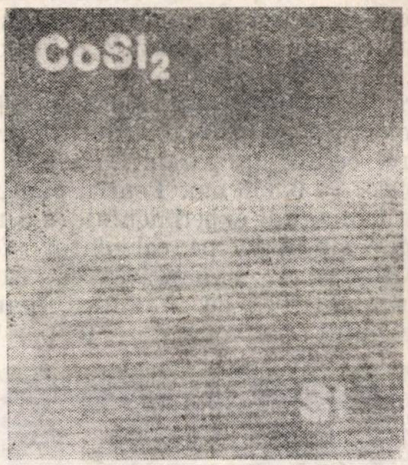


Fig. 5. Imaginea reţelei cristaline a grăunţilor $CoSi_2$ pe Si (111); $\hat{n}$ = [112] pentru Si

Fig. 6. Imaginea reţelei cristaline ilustrînd creşterea epitaxială a $CoSi_2$ pe Si (111)

Un interes deosebit se acordă cercetărilor asupra interfeţelor dintre fazele amorfe şi cele cristaline, datorită influenţei lor asupra proprietăţilor electronice ale materialelor semiconductoare. Cercetările se concentrează, în principal, asupra aspectelor structurale şi morfologice ale interfeţelor, folosindu-se în acest scop MEIR.

În cazul materialului policristalin $CoSi_2$ depus pe un substrat din Si, interfeţele erau, în general,

curbate (fig. 5). Se observă imaginea rețelei cristaline a grăunților de $CoSi_2$ pe substratul de siliciu pe (111) și $\hat{n}$ = [112] pentru siliciu. În figura 6 s-a reprezentat cazul unei probe orientate de-a lungul direcției [011] a matricei din siliciu (111), unde la interfață se observă benzi negre și deschise de circa 30Å grosime, astfel că prima bandă neagră constituie un precursor al creșterii epitaxiale a $CoSi_2$ pe Si, întrucît straturile superioare ale $CoSi_2$ sînt neepitaxiale.

Folosirea oxizilor de vanadiu ca material pentru electrozi în cazul bateriilor uscate este posibilă întrucît structura V_2O_5 poate încorpora ioni de litiu dacă vanadiul își schimbă valența. De asemenea, V_2O_5 se folosește frecvent pentru catalizatori în reacțiile de oxidare în cazul compușilor anomatici. În ambele cazuri, determinarea structurii locale prezintă o importanță deosebită.

În figura 7 s-a reprezentat structura cristalină a V_2O_5 proiectată pe (010), o structură ortorombică a cărei celulă are parametrii : $a = 1{,}151$; $b = 0{,}437$ și $c = 0{,}356$ nm. Pentru confirmarea interpretării imaginii experimentale s-a realizat și o imagine simulată pe calculator, folosind o teorie dinamică a împrăștierii. Imaginea simulată s-a calculat cu următorii parametri ai microscopului : $c_s = 2{,}4$ mm ; dispersia focalizării datorată distorsiunii cromatice = 10 nm și fasciculul incident convergent = 1,5 m rad. Grosimea cristalului examinat a fost de 4,37 nm, iar defocalizarea folosită în calcule a fost de 113,5 nm.

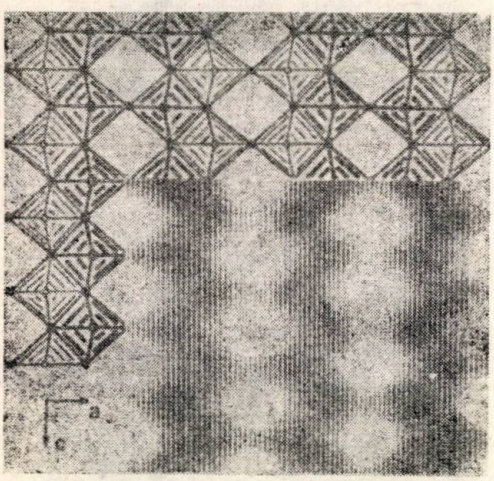


Fig. 7. Structura cristalină a V_2O_5 proiectată pe (O 10) și imaginea simulată pe calculator

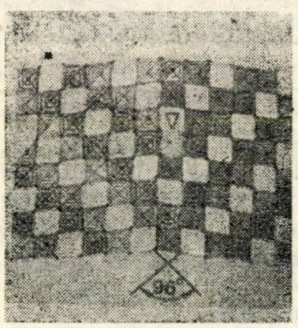


Fig. 8. Aranjamentul probabil al regiunilor maclare în cazul V_2O_5

În figura 8 s-a reprezentat aranjamentul probabil al regiunii maclate în cazul V_2O_5. Pozițiile reale ale atomilor în planul maclat (301) nu pot fi determinate, dar un model a fost sugerat în urma unui studiu prin difracția electronică. O caracteristică importantă a planului maclat constă în existența unui ion de vanadiu în stare de oxidare mai joasă decît +5, marcat în figură cu săgeată. Aceasta poate fi de mare importanță în înțelegerea mecanismului reacției de oxidare.

În MEA, focalizarea microregiunilor este completată cu mijloacele de analiză a compoziției chimice la nivelul submicronic, folosind diferitele tehnici spectroscopice aplicate în special în METB. În afara spectroscopiei cu raze X, tot mai frecvent se aplică și spectroscopia cu energie electronică pierdută, care permite determinarea compoziției chimice în microregiuni cu dimensiuni de numai cîțiva nm. Informații suplimentare asupra structurii în microregiuni se obțin prin aplicarea diferitelor tehnici de difracție, cum sînt difracția regiunii selectate și difracția fasciculului convergent. O atenție deosebită se acordă tehnicii microdifracției aplicate în METB, care furnizează informații structurale asupra microregiunilor avînd mărimi de 1 nm.

Analiza în ME se referă la diferite tipuri de informații, printre care analiza chimică pentru determinarea unui anumit element, concentrația lui relativă în volumul analizat, valența elementului și altele.

Submicronul se referă la cîteva mărimi tipice : lungimea, suprafața sau volumul în domeniul nanometrului în cazul probelor analizate. În general, 1 nm^3 de materie conține cîteva zeci de atomi în timp ce 1 μm^3, cîteva 10^{10} atomi. Această reducere enormă a masei analizate sub 10^{-20} g a fost posibilă prin îmbunătățirea localizării regiunii, în special în adîncimea probei.

Informațiile caracteristice folosite pentru analiza chimică constituie o consecință a interacțiunii dintre atomii incidenți și nivelul atomic în sarcină. Primul efect în crearea unei stări atomice excitate sau ionizate este apariția une găuri pe o orbită a nucleului, ceea ce determină emisia electronilor secundari și pierderea de energie prin electronii primari împrăștiați care se pot măsura.

Efectele secundare privesc rearanjarea electronilor în perioada de excitație de 10^{-15} s. O tranziție electronică de la nivelul superior de energie determină umplerea găurii, fiind asociată cu fotoni de raze X sau cu o emisie electronică Auger. Primul semnal se folosește pentru microanaliza cu raze X și care se măsoară fie

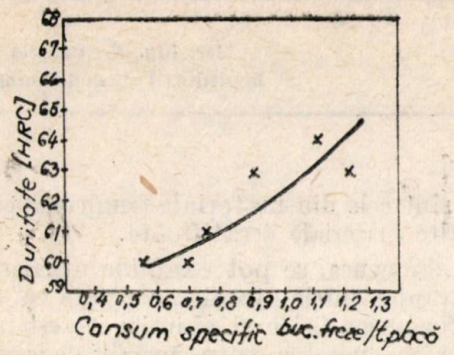


Fig. 9

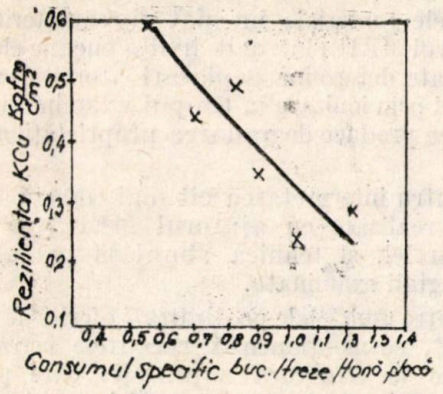


Fig. 10

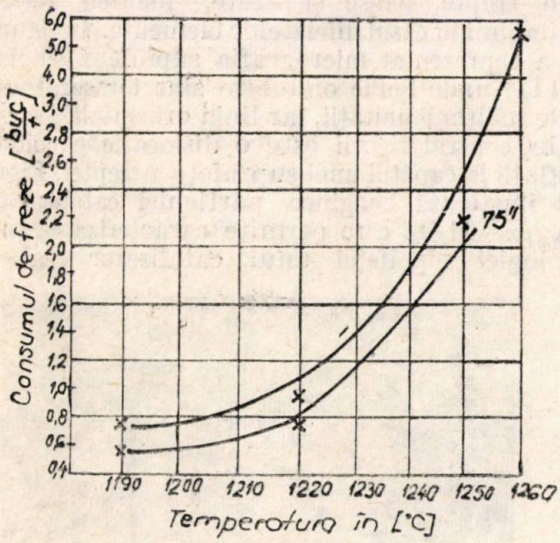


Fig. 11

S-au făcut cercetări de microstructură pentru piese tratate termic în condiţiile arătate. Din microfotografiile din figura 7 se observă o creştere a grăunţilor şi separarea la limita acestora a unei pelicule de ledeburită, pentru cazurile cînd călirea s-a făcut de la temperaturi de 1 250°C sau în cazul cînd timpul de menţinere la temperatura de 1 190°C a fost de 150 s.

În cazul cînd călirea se realizează de la temperatura de 1 190°C şi cînd timpul de menţinere este de 75 s, se observă o structură metalografică mai fină, în care se văd aglomerări de carburi (fig. 8).

Loturile tratate termic în condiţiile arătate au fost utilizate în exploatare, urmărindu-se consumul specific de freze, în funcţie de caracteristicile de exploatare ale acestora (duritate şi plasticitate).

Rezultatele măsurătorilor sînt prezentate în figurile 9 şi 10.

Analiza reprezentărilor grafice din figurile 9 şi 10 arată că, pentru cazul studiat, consumul cel mai mic de freze (buc/t placă), s-a obţinut cînd s-a lucrat cu freze cu duritate mică de 60 *HRC* şi rezilienţă mai ridicată, 0,6 kgfm/cm².

Reprezentarea grafică a corelaţiei dintre consumul de freze (buc/t) şi temperatura de austenitizare pentru timpi de menţinere de 75 şi 100 s este dată în figura 11.

Concluzii

Pe baza elementelor prezentate în cuprinsu lucrării se pot formula următoarele concluzii:

— Frezele tip ciupercă prelucrate termic cu răcire în domeniul temperaturilor negative se comportă mai bine în exploatare, în comparaţie cu cele tratate termic prin tehnologia clasică.

— Frezele ciupercă din oţel rapid, marca Rp5, se comportă mai bine în exploatare, cînd duritatea oţelului este cuprinsă între 58 şi 60 *HRC* şi rezilienţa este de 0,6—0,7 kgfm/cm².

— Proprietăţile cele mai bune s-au obţinut în condiţiile în care tratamentul termic clasic s-a făcut la temperatura de 1 190°C şi timpul de menţinere a fost de 75 s, cu răcire în sare la 470°C, urmată de răcire în aer şi apoi în azot lichid (timp de menţinere 30 min) şi revenire multiplă la 550, 560 şi 570°C, cîte o oră, cu răcire în aer.

BIBLIOGRAFIE

[1] Alexandru, I. *Contribuţii privind influenţa tratamentelor termice sub 0°C ale oţelurilor bogat aliate asupra proprietăţilor de aşchiere.* Teză de doctorat, Iaşi, 1980.

[2] Guliaev, A.P. *Tratamentul termic al oţelului.* Bucureşti, Editura tehnică, 1962.

[3] Truşculescu, M. *Studiul metalelor.* Bucureşti, E.D.P., 1977.

[4] Wanyoreck, C. *Tratamente termice.* Universitatea din Braşov, 1983.

[5] Carţiş, I. *Tratamente termice.* Timişoara, Editura Facla, 1982.

Aplicațiile microscopiei electronice în studiul materialelor

Dr. ing. N. Atanasiu
Institutul Politehnic-București

CZ : 620.187

Microscopia electronică (ME) cunoscută de peste 50 ani este una din cele mai importante metode pentru caracterizarea materialelor anorganice, avînd o contribuție esențială în progresul științei materialelor și a tehnologiei. Această metodă se folosește atît în cercetările fundamentale, în fizica și chimia corpului solid, în cristalografie, cît și în cele practice, tehnologice. În consecință, aplicarea microscopiei electronice în cunoașterea structurii, morfologiei și compoziției materialelor a cunoscut în ultimii ani o largă dezvoltare.

Cercetările privind realizarea de noi materiale și cele pentru îmbunătățirea proprietăților fizico-chimice și a caracteristicilor mecanice ale materialelor în folosință sînt strîns legate de cunoașterea detaliată a corelației dintre microstructură și proprietățile materialelor. Acest lucru se datorește faptului că majoritatea proprietăților materialelor sînt strîns dependente de defecte, cum sînt impuritățile, neomogenitățile chimice, defecte de rețea care le influențează în sens pozitiv sau negativ, în funcție de situație.

Microscopia electronică cu posibilitățile sale de focalizare asupra unor microregiuni de dimensiuni foarte mici constituie o metodă de cercetare adecvată punerii în evidență a dependenței structură— proprietăți. În consecință, cunoștințele fundamentale acumulate asupra microstructurii materialelor sînt folosite în procesele de turnare, în prelucrări termomecanice și în tratamente termice pentru îmbunătățirea calității produselor. În același timp, în cercetările metalurgice se produc modificări determinate de faptul că „forța motrice" actuală o constituie necesitatea realizării unor materiale mai ieftine, a unor procese tehnologice mai economice și îmbunătățirii metodelor de recuperare a materialelor.

Tendința actuală în ceea ce privește aplicațiile microscopiei electronice în studiul metalelor cunoaște patru direcții de dezvoltare și anume : ME de înaltă rezoluție (MEIR), ME analitică (MEA), ME in situ și ME de suprafață (MES).

Înalta rezoluție în microscopia electronică prin transmisie convențională (METC) sau, mai recent, în microscopia electronică prin transmisie și baleiaj (METB) permite examinarea microregiunilor de mărimi sub 0,1 nm. Ca urmare, la materiale cristaline se realizează focalizarea directă a rețelei cristaline, permițînd astfel observarea structurii atomice a defectelor de rețea, cum sînt dislocațiile, vacanțele, limitele dintre grăunți, precum și limitele duble, cum sînt cele din materiale semiconductoare și din alte materiale stratificate.

De asemenea, se pot examina aranjamentele și rearanjamentele atomice asociate cu diferite alte fenomene fizice și chimice : creșterea cristalelor, precipitarea, transformări de faze, epitaxia, implantări de ioni și nestoichiometria.

Unele materiale nu pot fi caracterizate cu ajutorul MEIR, întrucît înalta energie electronică poate determina deplasări atomice sau deteriorări prin ionizare în timpul examinării probei, fapt ce produce degradarea proprietăților urmărite.

Pentru interpretarea cît mai corectă a imaginilor realizate cu ajutorul MEIR, se aplică, în paralel, și tehnica simulării pe calculator a imaginii examinate.

Dintre multiplele posibilități oferite de tehnica MEIR, se menționează recentele cercetări cu privire la structura suprafeței care poate fi obținută la nivel atomic. Astfel, s-au identificat anumite caracteristici ale suprafeței sub formă de trepte, terase și fațete, folosind reflexia imaginii în cazul diferitelor elemente. În figura 1 s-a reprezentat micrografia suprafeței siliciului (111) unde liniile ondulate sînt terase atomice ale înălțimii unității, iar linia orizontală dreaptă din centrul figurii este o dislocație elicoidală, aflată la capătul unei suprafețe a treptei. Figura 2 ilustrează imaginea particulei catalizatoare $Ag/\alpha—Al_2O_3$, care permite caracterizarea morfologiei suprafeței unui catalizator real.

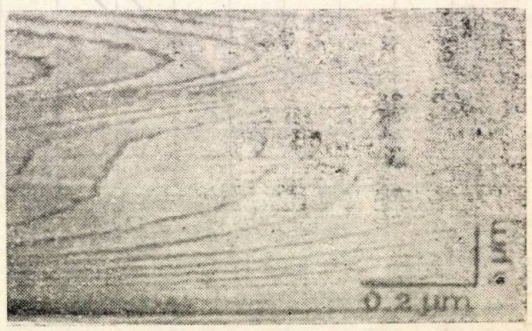


Fig. 1. Reflexia imaginii suprafeței siliciului (111) care indică structura în terase și trepte

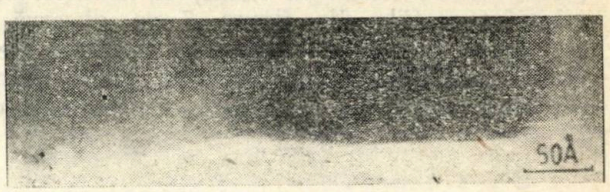


Fig. 2. Detaliile suprafeței particulei catalizatoare $Ag/\alpha — Al_2O_3$

Ing. R. Fâc, ing. T. Duma
ICEM – filiala Timişoara
ing. N. Sârbu
Combinatul siderurgic-Reşiţa

Influenţa temperaturii şi timpului de încălzire asupra fiabilităţii frezelor tip ciupercă prelucrate termic la temperaturi criogenice

CZ : 621.914.2 :621.78

În literatura de specialitate [1]-[3] se găsesc date privind tratamentul termic la temperaturi criogenice al oţelurilor rapide. Aplicarea lor în practică la prelucrarea termică a frezelor profilate tip ciupercă (fig. 1), fabricate din oţel rapid marca Rp5, a arătat unele nepotriviri. Lucrarea de faţă îşi propune să clarifice unele aspecte legate de corelaţia dintre fiabilitatea frezelor pentru prelucrarea materialului mărunt de cale ferată şi parametrii tehnologici ai prelucrării termice a acestora (temperatura de austenitizare şi timpul de menţinere).

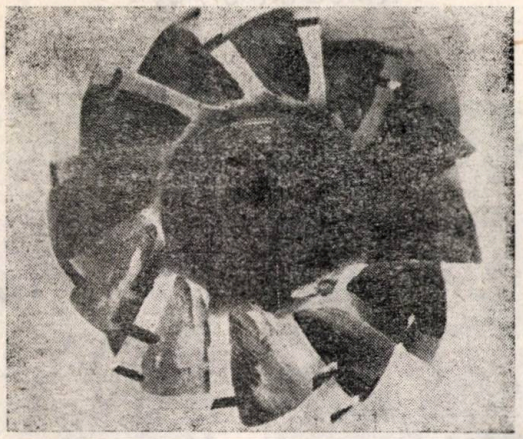


Fig. 1

Rezultate experimentale

Pentru stabilirea corelaţiei dintre fiabilitatea frezelor tip ciupercă, respectiv proprietăţile de utilizare ale oţelului (duritate, plasticitate) şi parametrii tehnologici ai tratamentului termic, s-au făcut experimentări după cum se observă în tabelul 1.

Prelucrarea termică în ansamblu s-a făcut conform cu ciclograma din figura 2, în condiţiile industriale de la C. S. Reşiţa.

Încercările s-au făcut pe loturi de opt bucăţi freze (numărul de freze cu care lucrează simultan maşina-unealtă agregat). După prelucrarea termică, s-a determinat duritatea direct pe freze, plasticitatea pe probe de rezilienţă care au fost tratate termic în condiţii identice cu frezele şi s-au făcut determinări privind microstructura oţelului. Sculele au fost utilizate în exploatare, urmărindu-se comportarea lor.

Valorile durităţii frezelor pentru temperaturile de austenitizare la care s-au făcut încercă-

Tabelul 1

Varianta de *TT*	Temperatura de austenitizare, °C	Timpul de menţinere, s
A	1 190	75
B	1 190	100
C	1 190	150
D	1 220	75
E	1 220	150
F	1 220	180
G	1 250	75
H	1 250	100
I	1 250	150

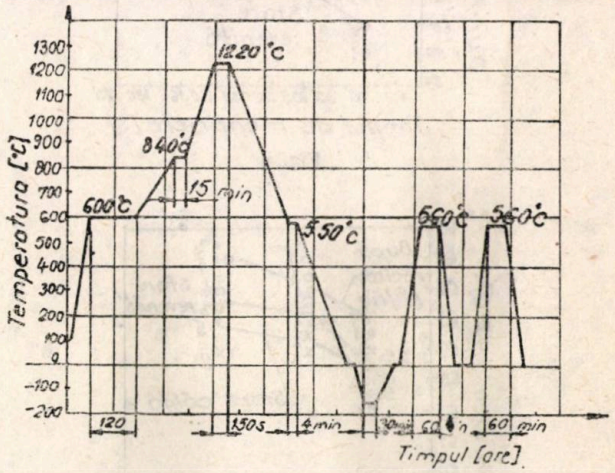


Fig. 2. Ciclogramă de prelucrare termică a frezelor tip ciupercă

rile (1 190, 1 220 şi 1 250°C), în funcţie de timpul de menţinere la temperatură, sînt date în figurile 3, 4 şi 5. Măsurătorile s-au făcut pe piese în stare călită, după răcirea la frig (în azot lichid) şi în stare revenită (3 reveniri a cîte o oră la temperaturi de 560°C).

Din graficele prezentate, se observă că duritatea creşte cu timpul de menţinere (pentru starea revenită o creştere de două unităţi pentru o menţinere de 150 s faţă de 75 s). De asemenea, se observă pentru toate cazurile prezentate că duritatea după răcire la frig este mai ridicată decît cea determinată după călire. După revenire,

duritatea scade în comparație cu starea călită, pentru cazul cînd călirea s-a făcut de la temperatura de 1 190 și 1 220°C, și crește pentru cazul cînd călirea s-a făcut de la temperatura de 1 250°C.

Urmărind variația durității în funcție de temperatura de austenitizare pentru o valoare dată

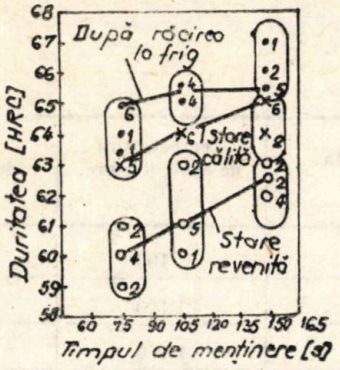


Fig. 3

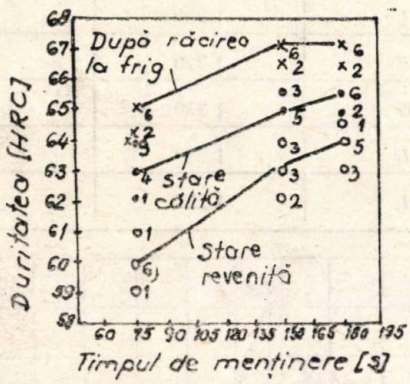


Fig. 4

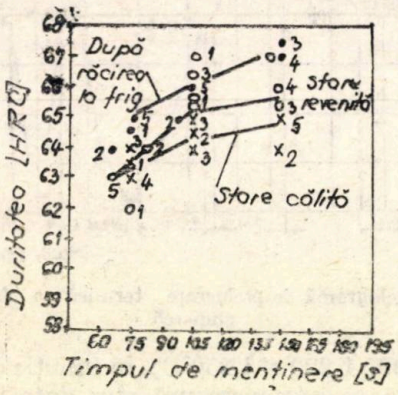


Fig. 5

a timpului de menținere, se constată că duritatea în stare călită nu variază cu temperatura în domeniul în care s-au făcut încercările. Pentru piesele în stare revenită, se observă o creștere de două unități *HRC* pentru temperatura de 1 250°C, față de 1 190, respectiv 1 220°C.

Variația rezilienței cu temperatura de austenitizare pentru diferite valori ale timpului de menținere este prezentată în figura 6.

Din graficul prezentat se observă că valoarea rezilienței scade pentru aceleași temperaturi de austenitizare odată cu timpul de menținere și, de asemenea, scade odată cu creșterea temperaturii de austenitizare pentru același timp de menținere.

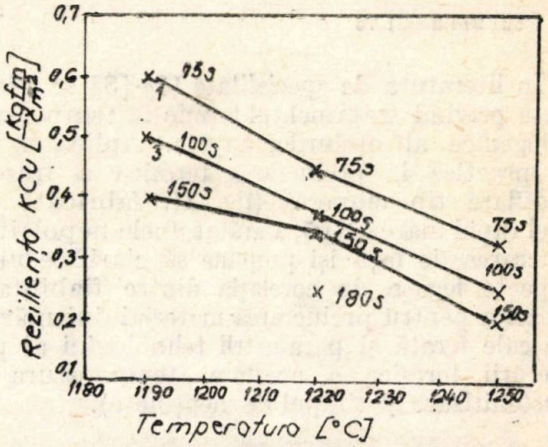
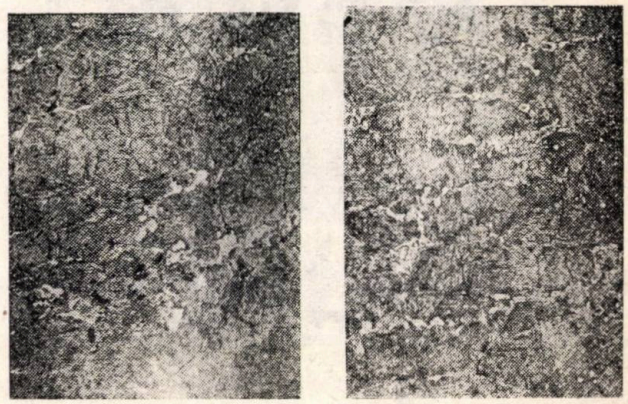
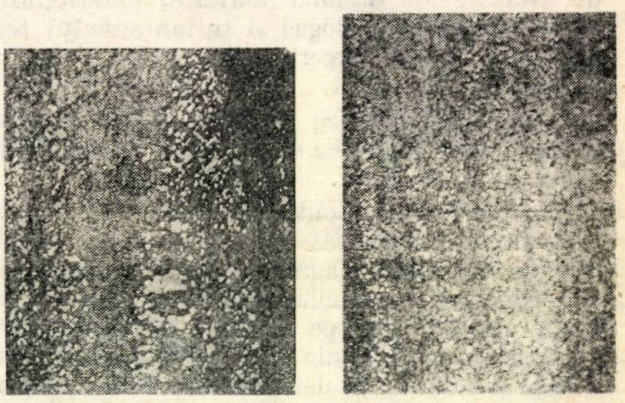


Fig. 6



a *b*

Fig. 7. Microstructuri ale oțelului Rp5 :
a — tratament termic, variantă *G*;
b — variantă *C* (MOX 250)



a *b*

Fig. 8. Microstructuri ale oțelului Rp 5;
a — tratament termic, varianta *A*;
b — varianta *B* (MOX 250)

Analiza tridimensională realizată cu bombardamentul de ioni pentru profile adînci a devenit o tehnică standard în ceea ce privește SEA; adîncimea de rezoluție poate atinge 10 μm. Spectroscopia Auger este mai sensibilă decît analiza cu raze X pentru elementele cu număr atomic mic pornind de la litiu. Această metodă

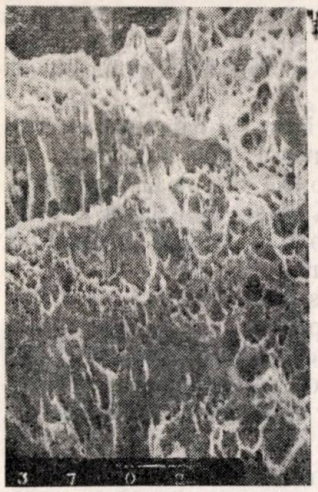


Fig. 15. Ruperea ductilă în cazul unui oțel inoxidabil austenitic (× 2 000)

Fig. 16. Ruperea la oboseală a unei probe din oțel inoxidabil austenitic (× 2 000)

este deosebit de avantajoasă în analizele chimice ale primelor straturi atomice aproape de suprafață. Vîrfurile (peaks) Auger sînt, de asemenea, sensibile la așa-numitele deplasări chimice.

Microscopia cu baleiaj are o rezoluție relativ scăzută (1—10μm), însă, la structurile planare, adîncimea de rezoluție poate fi substanțial îmbunătățită (⩽ 2 nm) cu profile „cratere în trepte".

Aplicațiile SEA/MBA sînt numeroase în știința materialelor, dintre care se menționează cercetările suprafețelor metalelor și semiconductorilor unde densitățile de curent relativ ridicate, îndeosebi în MBA, nu crează inconveniente în materialele cercetate.

Concluzii

Microscopia electronică permite focalizarea asupra unor microregiuni de dimensiuni foarte mici, fapt ce constituie un avantaj deosebit pentru punerea în evidență a dependenței dintre structura și proprietățile materialelor analizate. În acest scop, s-au dezvoltat patru tendințe ale microscopiei electronice și anume: ME de înaltă rezoluție, ME analitică, ME in situ și ME de suprafață.

Microscopia electronică de înaltă rezoluție permite examinarea microregiunilor de mărimi sub 0,1 nm, astfel că se pot pune în evidență defectele de rețea cum sînt: dislocațiile, vacanțele, limitele dintre grăunți. Microscopia electronică analitică asigură analiza compoziției chimice la nivelul submicronic, folosind diferitele tehnici de difracție și de spectroscopie. Microscopia electronică in situ prezintă avantajul că permite studiul proceselor dinamice în materialele analizate, iar microscopia electronică cu baleiaj s-a dezvoltat cu rezultate foarte bune în studiul proceselor de rupere, stabilindu-se modul de inițiere și de propagare a fisurii.

În cercetările viitoare un accent deosebit se va pune pe dezvoltarea unor noi tipuri de materiale cu proprietăți predeterminate (materiale „texturate", superaliaje eutectice cu solidificare direcționată, claustere). Producerea unor asemenea materiale necesită aplicarea unor noi procedee tehnologice și cunoașterea aprofundată a proceselor fundamentale de solidificare, nucleare, segregare, transformări fazice și altele.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bethge, H. și Heydenreich, J. *Impact of Electron Microscopy on Materials Science and Techology.* În: Electron Microscopy, vol. I, R.P.U., 1984, p. 663—669.

[2] Lindroos, V. K. *Application of Electron Microscopy in Metallurgy.* În: Electron Microscopy, vol. I, Budapesta, 1984, p. 709—715.

[3] Hiraga, H. și alții. *High—resolution study of precipitation-hardened samarium-cobalt magnets.* În: Elektron Microscopy, Vol. I, R.P.U., 1984, p. 215—217.

[4] Anderson, A și alții. *High Resolution Imagine of Twin Lamella in V_2O_5 Catalyst.* În: Electron Microscopy, vol. I, Hamburg, 1982, p. 51—53.

[5] Raghavan, M. și alții. *Application of Modern Electron Microscopy in the Analysis of Second Phase Particles.* În: Electron Microscopy, Vol. I, R.F.G., 1982, p. 645—647.

[6] Atanasiu, N., și alții. *A New Method of Automatic Semiquantitative Microanalysis with EPMA.* Elektron Microscopy, vol. I. R.P.U., 1984, p. 399—403.

[7] Saka, H. și Imura, T. *Recent Development in in-situ Electron Microscopy of Defects in Crystals.* În: Electron Microscopy, Vol. II. R.F.G., 1982, p. 481—485.

[8] Butler, E. P. și Hale, K. F. *Dynamic Experiments in the Electron Microscopy*, Amsterdam, North—Holland Publishing Company, 1981.

[9] Tanina, M. și Homatsu, H. *In Situ Observation of High Temperature Phase Transformations in 0,2% Carbon Steel.* În: Electron Microscopy, vol. II, R.F.G., 1982, p. 547—553.

[10] Atanasiu, N. *On the determination of the Nature and Structure of Secondary Phase Particles in Aluminium Alloys.* In: Elektron Microscopy, *vol.* I, R.F.G., 1982, p. 701—703.

[11] Atanasiu, N. *Electron Microscopy Analysis of the Spinel Inclusions in the Austenitic Stainless Steel.* In: Electron Microscopy, vol. I, R.P.U., 1984, p. 773—777.

Durificarea superficială a formelor și miezurilor prin impregnare cu soluții de silicat de sodiu

Prof. dr. ing. L. Sofroni, ing. S. Cocolaș
Institutul politehnic — București
dr. ing. E. Cohn
I.C.S.I.T.P.S.C. — București

CZ : 66.046

O serie de cercetări efectuate în ultimii ani au demonstrat că se poate obține o suprafață a formelor și miezurilor, utilizate în procesul de fabricare a pieselor turnate, mai corespunzătoare necesităților impuse de contactul formei cu aliajul lichid la temperaturi ridicate [1]—[4].

Această îmbunătățire a calității suprafețelor miezurilor sau formelor s-a realizat printr-o creștere a rezistenței mecanice la suprafața formelor și miezurilor, care intră în contact direct cu aliajul lichid.

Durificarea suprafețelor formelor [4] sau miezurilor [2], [3] s-a efectuat prin impregnarea acestora cu soluții de substanțe anorganice sau organice, ca soluții apoase de lignosulfonat de sodiu, electroliți puternici, săruri, clorură cuprică [5], soluții de polistiren, soluții apoase de silicat de sodiu, soluții de polivinilbutirol, soluții de fosfați de cromaluminiu, fosfați de magneziu și altele.

Rezultatele impregnării au fost destul de promițătoare fără a fi spectaculoase și ele au fost în dependență de concentrația soluțiilor utilizate, natura acestor soluții, temperatura de impregnare, temperaturile de uscare după impregnare, adîncimea stratului pînă la care a pătruns impregnantul, modul în care s-a efectuat impregnarea (pensulare, imersare, pulverizare cu sau fără aplicare de vid) și de alți factori.

Calitatea impregnării și rezultatele obținute au fost influențate și de tipul liantului existent în formele și miezurile respective, de granulația și celelalte caracteristici ale nisipului de turnătorie din care au fost confecționate miezurile și formele.

În general, s-a constatat că rezistența superficială a miezurilor a crescut destul de apreciabil și că utilizarea operației de impregnare poate conferi următoarele avantaje :

— se poate reduce consumul de liant necesar pentru fabricarea miezurilor și formelor, în cazul silicatului de sodiu, apreciindu-se o reducere cu 60—70 kg silicat de sodiu pentru o tonă de piese turnate [1];

— se micșorează porii, fisurile și alte defecte de suprafață din miezurile care intră în contact cu aliajele lichide;

— se pot micșora reacțiile fizico-chimice la interfața metal-formă, prin impregnare cu produse refractare cu mare rezistență termică și chimică. Se obține astfel o creștere a rezistenței termice a suprafețelor ce intră în contact cu aliajul topit;

— în cazul impregnării cu soluții cu substanțe organice ca polivinilbutirol sau polistiren, se obține un strat de cărbune lucios la suprafața de contact metal-formă și se realizează o dezbatere mai bună datorită arderii produsului organic în timpul turnării.

În lucrarea de față, s-a încercat să se stabilească parametrii optimi la impregnarea cu soluții de silicat de sodiu a unor miezuri fabricate din nisip și silicat de sodiu întărite cu bioxid de carbon și a unor miezuri cu rășină furanică.

Amestecurile de formare destinate încercărilor au fost preparate la un malaxor de laborator cu capacitatea de 4 kg.

Toate amestecurile au fost preparate prin utilizarea nisipului de Aghireș cu următoarea granulație și avînd o componentă levigabilă de 0,8 %:

Sita nr.	1	0,6	0,3	0,2	0,1	0,06	tavă
Granulație, %	0	0,10	15,40	39,80	38,70	4,90	0,30

Silicatul de sodiu folosit la confecționarea epruvetelor a prezentat densitatea de 1,5 g/cm³ și modulul de 2,72.

Probele au fost confecționate prin adăugarea la nisipul de Aghireș a unei proporții de 3—6 % silicat de sodiu, iar întărirea s-a efectuat prin insuflare de bioxid de carbon.

Amestecurile de rășină furanică s-au confecționat din nisipul de Aghireș cu caracteristicile indicate mai sus, adăugîndu-se o proporție de 2,5 % rășină furanică FR—3 și 0,7 % întăritor acid benzen-sulfonic.

Impregnarea probelor s-a efectuat cu soluții apoase de solicat de sodiu (cu modulul 2,72 și densitățile de 1,1—1,53). După impregnare, probele au fost uscate timp de 2 h la 105°C.

Probele au fost efectuate în vederea stabilirii densității optime a soluției de silicat cu care se face impregnarea pentru a se obține rezistențele cele mai ridicate.

Soluțiile de silicat de sodiu, utilizate la impregnare, au fost colorate prin adăugarea unor mici cantități de fenolftaleină, ceea ce permite colorarea stratului în care a pătruns soluția de

impregnare și apoi măsurarea în milimetri a acestui strat (după secționarea epruvetelor). S-au efectuat măsurători în trei puncte din aceeași probă.

Adîncimea de penetrare în milimetri a soluției de impregnat este prezentată în tabelul 1.

Tabelul 1

Densitatea soluției de silicat de sodiu, g/cm³	Adîncimea stratului de impregnare, mm			
	Epruvetă cu 3% silicat de sodiu	Epruvetă din amestec cu silicat 4%	Epruvetă din amestec cu 6% silicat de sodiu	Epruvetă din amestec cu rășină furanică
1,1	4,5	4	3,5	2
	4,0	3,5	4,5	1
	3,5	4	5	2,25
1,22	4,0	3,5	3,5	2,5
	3,5	2,5	6	1,3
	3,5	3	4	1,5
1,37	4,0	3	4,5	1,5
	3,5	3,5	5	1
	3,5	3	4,5	1,5
1,53	4,0	3,5	2,5	2,25
	3,5	3,0	3,0	1,0
	1,5	3,0	3,5	2,0

Se constată că adîncimea de penetrare cea mai mare o posedă soluția cu densitatea de 1,1.

Penetrarea soluției de silicat de sodiu în epruvetele confecționate din amestecuri cu silicat de sodiu este mai mare (3—5 mm) decît penetrația aceleiași soluții în epruvetele cu rășini furanice (1—2 mm)*.

Probele de mai sus au fost efectuate prin pensularea epruvetelor cu soluțiile respective de silicat de sodiu.

După cum se va arăta, rezistențele epruvetelor au fost în concordanță cu gradul de pătrundere a soluției, cu excepția soluției cu densitatea 1,1 care conține o proporție ridicată de apă.

Cele mai bune rezistențe s-au obținut prin utilizarea unor soluții cu densitatea de 1,37 g/cm².

Permeabilitatea probelor scade la toate tipurile de impregnări. În tabelul 2 se prezintă scăderile permeabilității amestecurilor cu 6% silicat de sodiu și amestecurilor pe bază de rășini furanice, la impregnarea cu soluție de silicat de sodiu fără vid și la aplicarea vidului.

Tabelul 2

Tipul epruvetei	Permeabilitate unități	
	Amestec cu 6% silicat	Amestec cu rășină furanică
Neimpregnată	300	160
Impregnată fără vid	240	120
Impregnată cu vid	225	110

* La lucrările experimentale au participat: ing. Sava Mihaela și ing. Moraru Mihaela.

Rezistența la compresiune a epruvetelor confecționate din nisip și silicat de sodiu 3,4 și 6%, întărite cu bioxid de carbon și impregnate cu soluții de densități diferite, este arătată în figura 1.

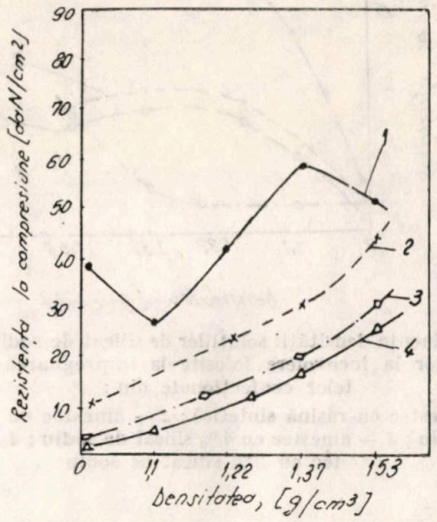


Fig. 1. Influența densității soluțiilor de silicat de sodiu folosite la impregnare, asupra rezistențelor la compresiune a epruvetelor etalon din :

1 — amestec cu rășină sintetică ; *2* — amestec cu 6% silicat de sodiu ; *3* — amestec cu 4% silicat de sodiu ; *4* — amestec cu 3% silicat de sodiu

În figura 1 se prezintă și influența impregnării cu soluții de silicat de sodiu asupra epruvetelor confecționate cu rășină furanică.

Se constată că rezistențele cresc proporțional cu densitatea soluțiilor de silicat de sodiu folosite la impregnare, cu excepția cazului epruvetei confecționate din nisip și rășină furanică, care s-a impregnat cu o soluție de silicat de sodiu ce conținea o proporție prea ridicată de apă (densitate 1,1).

Rezistențele la încovoiere (fig. 2) arată de asemenea efectul impregnării asupra caracteristicilor de rezistență ale epruvetelor din amestecuri cu rășină furanică și cu soluții de silicat de sodiu.

Influența impregnării cu soluții de silicat de sodiu asupra rezistenței epruvetelor confecționate din amestecuri de silicat de sodiu (3,4 și 6%) și a acelora cu rășină furanică a fost urmărită și prin determinarea rezistenței la tracțiune (fig. 3).

După cum se constată în figura 3, impregnarea are efect de ridicare a caracteristicilor de rezistență ale epruvetelor încercate. Rezistențele la tracțiune sînt de 5—6 ori mai mari, în cazul epruvetelor impregnate, în comparație cu epruvetele neimpregnate.

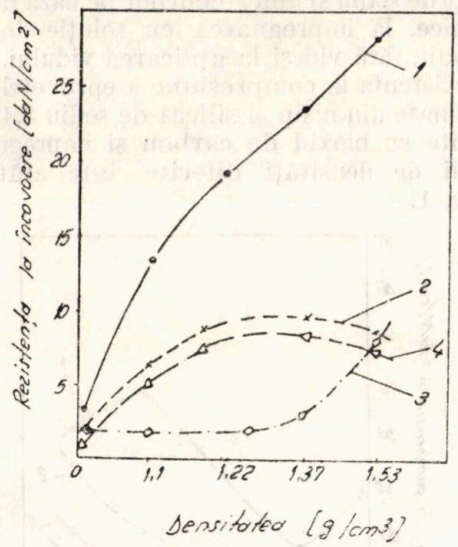


Fig.2. Influenţa densităţii soluţiilor de silicat de sodiu asupra rezistenţelor la încovoiere folosite la impregnarea epruvetelor confecţionate din :

1 — amestec cu răşină sintetică ; *2* — amestec cu 6% silicat de sodiu ; *3* — amestec cu 4% silicat de sodiu ; *4* — amestec cu 3% silicat de sodiu

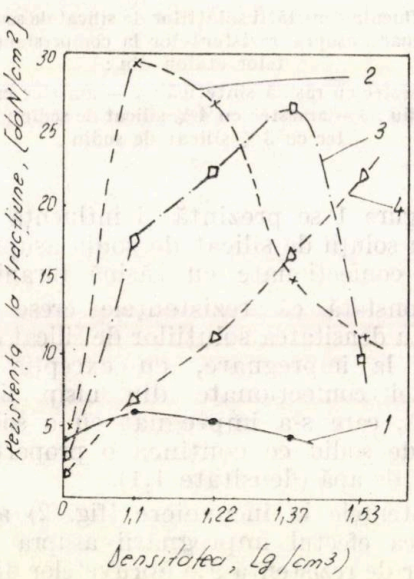


Fig. 3. Variaţia rezistenţelor la tracţiune în funcţie de densitatea soluţiilor de silicat de sodiu folosite la impregnarea epruvetelor confecţionate din :

1 — amestec cu răşină sintetică ; *2* — amestec cu 6% silicatde sodiu ; *3* — amestec cu 4% silicat de sodiu ; *4* — amestec cu 3% silicat de sodiu

Acelaşi lucru se constată şi din analizarea curbelor rezistenţelor la compresiune arătate în figura 1.

Se constată că rezistenţele la tracţiune ale epruvetelor confecţionate cu 4% silicat de sodiu impregnate cu soluţie de silicat de sodiu cu densitate 1,37, sînt aproape la fel de ridicate ca acelea ale epruvetelor cu 6% silicat de sodiu, de unde se poate deduce că în practică s-ar putea utiliza la confecţionarea miezurilor mici 4% silicat de sodiu şi utiliza operaţia de impregnare în loc de o proporţie de 6% cît se foloseşte actualmente. Acest lucru ar permite şi dezbaterea mai uşoară a pieselor turnate, a formelor şi miezurilor confecţionate cu 4% silicat de sodiu, rezultînd o economie de 30% la consumul de silicat de sodiu.

Ca urmare a celor arătate mai sus, s-au confecţionat miezuri din silicat de sodiu şi răşini furanice, s-au impregnat şi s-au utilizat la turnarea unor piese de fontă de 2—3 kg. Suprafeţele în contact cu miezurile au corespuns din punct de vedere calitativ.

Concluzii

Impregnarea cu soluţii de silicat de sodiu cu densitatea de 1,3—1,4 ridică rezistenţele epruvetelor de 4—5 ori.

Adîncimea stratului de pătrundere este de cîţiva milimetri şi este în funcţie de natura liantului din care este confecţionată epruveta.

Permeabilitatea epruvetelor scade odată cu impregnarea, însă nu coboară atît de mult încît să reprezinte un pericol pentru calitatea pieselor turnate.

Impregnarea contribuie la creşterea rezistenţei şi permite reducerea proporţiei de liant în amestec.

Se recomandă aplicarea acestei operaţii în mod deosebit în cazul miezurilor mici şi mijlocii.

BIBLIOGRAFIE

[1] Elbert, S.A. Liteinoie Proizvodstvo, nr. 12, 1983, p. 19—20.
[2] Serebro, V.S. şi Kuruşcin, V.B. Liteinoie Proizvodstvo nr. 9, 1981, p. 15—16.
[3] Itkis, Z. Ia, Vasin, I.P, Karsenşghein, V.X. şi Maluitin, V.C. Liteinoie Proizvodstvo nr. 10, 1983, p. 12—13.
[4] Tumanova, P.P., Uvarov, A.V., Dectiarev, V. I. Liteinoie Proizvodstvo nr. 11, 1981, p. 14—15.
[5] Vişinakov, H. Iu. Liteinoie Proizvodstvo nr. 9, 1980, p. 16—17.

Ing. L. Dinescu, ing. E. Bozocea,
C. Crăciunescu şi C. Ionescu
I.C.S.I.T.P.S.C. — Bucureşti

Caracteristicile mecanice ale fontelor cu grafit vermicular la temperaturi joasè

CZ : 669.13

Datele existente în literatura de specialitate sînt contradictorii în privinţa influenţei temperaturii joase asupra caracteristicilor mecanice ale fontelor. În general, la scăderea temperaturii fontelor sub 0°C are loc o oarecare creştere a rezistenţei şi durităţii şi micşorare a plasticităţii şi tenacităţii.

După F. C. Wolton [1], scăderea temperaturii pînă la — 125°C determină creşterea rezistenţei la tracţiune şi limitei de curgere a fontelor feritice recoapte, cu grafit nodular în timp ce alungirea nu este afectată. După J. A. Dilewijns, însă, rezistenţa la tracţiune rămîne constantă pînă la — 100°C, după care, pentru fontele perlitice cu grafit nodular, scade, iar pentru cele feritice rămîne constantă; alungirea scade în ambele cazuri, iar duritatea creşte [2].

În lucrare se prezintă rezultatele experimentale obţinute cu privire la influenţa temperaturii joase asupra caracteristicilor mecanice ale fontelor cu grafit vermicular cu structuri ferito-perlitice şi aciculare. Rezultatele sînt comparate cu cele realizate în cazul fontelor cu grafit lamelar modificat şi nodular.

Modul de lucru

Pentru elaborarea fontelor s-a folosit un cuptor cu inducţie cu capacitatea de 100 kg, la frecvenţa de 2 500 Hz. Ca materie primă, s-a utilizat fontă brută de înaltă puritate şi oţel deşeu. După topirea şi corectarea compoziţiei chimice, şarjele au fost supraîncălzite la 1 500 — 1 600°C şi menţinute la această temperatură 10 min. Modificarea compactizantă s-a făcut prin metoda Trigger la temperaturi de 1 400 — 1 500°C. Modificatorii compactizanţi folosiţi au făcut parte din sistemul FeSiCaBa, FeSiMg şi FeSiMgCaTiAlCe. Ca modificator grafitizant, s-a folosit în toate cazurile FeSi 75 în proporţie de 0,5%. Pentru determinarea caracteristicilor mecanice, s-au turnat probe bloc tip Lynchburg, formele de turnare fiind executate din amestec clasic şi uscate.

Tenacitatea s-a determinat, prin metode dinamice, pe epruvete pătrate cu latura de 10 mm, cu crestătură în formă de U, cu adîncimea de 2 mm. Greutatea berbecului a fost de 300 N.

Compoziţiile chimice ale şarjelor turnate sînt prezentate în tabelul 1, iar structura şi caracteristicile mecanice în tabelul 2.

Rezultate obţinute

Din punct de vedere al compoziţiei chimice, fontele turnate se încadrează în clasa fontelor hipoeutectice, avînd carbonul echivalent cuprins în limitele 3,4 — 3,8%. Din punct de vedere al masei metalice, şarjele *1* şi *2* sînt fonte ferito-perlitice, *3,4* — aciculare, iar *5*-austenitice. Proporţia de grafit vermicular în structura acestor fonte a fost de 82%, indiferent de masa metalică.

Influenţa scăderii temperaturii asupra valorilor rezistenţei de rupere la tracţiune şi alungirii fontelor cu grafit vermicular şi nodular cu structură ferito-perlitică se prezintă în figura 1. Se observă o comportare diferită a celor două tipuri de fonte, cu scăderea temperaturii de la 20 la — 10°C. În cazul fontelor cu grafit vermicular, rezistenţa de rupere la tracţiune creşte de la 359 la 375 N/mm², cu scăderea temperaturii de la 20 la — 10°C. În schimb, rezistenţa de rupere la tracţiune a fontelor nodulare scade de la 476 la 378 N/mm², pentru acelaşi interval de temperatură.

Tabelul 1

Compoziţia chimică a şarjelor experimentate

Nr. şarjei	Compoziţia chimică, %									
	C	Si	Mn	S	P	Al	Ti	Mo	Ni	Cu
1	2,78	2,58	0,15	0,024	0,023	0,025	0,054	—	—	—
2	2,88	2,6	0,15	0,023	0,02	—	—	—	—	—
3	3,0	2,6	0,6	0,011	0,02	—	—	1,5	1,2	—
4	2,84	1,97	0,57	0,012	0,012	0,026	0,055	0,96	1,07	—
5	3,2	1,62	3,6	0,01	0,033	—	—	—	16,65	0,7

Tabelul 2

Structura și caracteristicile mecanice ale șarjelor experimentate

Nr. șarjei	Temperatura, °C																				Structura*		
	20			0			−10			−30			−50			−70					GV	GN	F
	R_m N/mm²	$R_{0,2}$ N/mm²	A_5 %	KCU J/cm²	R_m N/mm²	$R_{0,2}$ N/mm²	A_5 %	KCU J/cm²	R_m N/mm²	$R_{0,2}$ N/mm²	A_5 %	KCU J/cm²	R_m N/mm²	$R_{0,2}$ N/mm²	A_5 %	KCU J/cm²	R_m N/mm²	$R_{0,2}$ N/mm²	A_5 %	KCU J/cm²	%	%	%
1	359	ND	2,4	6,2	368	—	2,1	5,0	375	—	1,8	5,0	400	—	1,4	3,6	406	—	1,3	3,8	82	18	80
2	476	ND	20	21,2	406	—	1,6	14	378	—	14	11,3	408	—	14	11,2	420	—	16	5,0	—	100	73
3	442	—	0,8	5,5	436	—	1,2	5,0	390	322	0,9	5,0	400	—	1,0	4,5	432	—	1,1	3,75	—	—	—
4	442	350	1,0	7,54	445	331	1,5	6,57	415	2,1	1,6	6,22	445	286	440	6,58	458	279	1,3	7,92	82	18	—
5	470	418	2,0	7,0	447	394	1,6	7,0	473	431	2,1	6,13	490	1,2	1,6	7,5	500	453	44	6,2	543	471	3,1	5,9	—	100	—

* *GV* — proporția de grafit vermicular din structură;
GN — proporția de grafit nodular din structură;
F — proporția de ferită din structură.

Scăderea în continuare a temperaturii pînă la — 70°C a dus în ambele cazuri la creșterea rezistenței de rupere la tracțiune. De reținut faptul că, pe intervalul de temperatură — 50 la — 70°C, rezistența de rupere la tracțiune a fontelor cu grafit vermicular rămîne constantă (fig. 1, *a*).

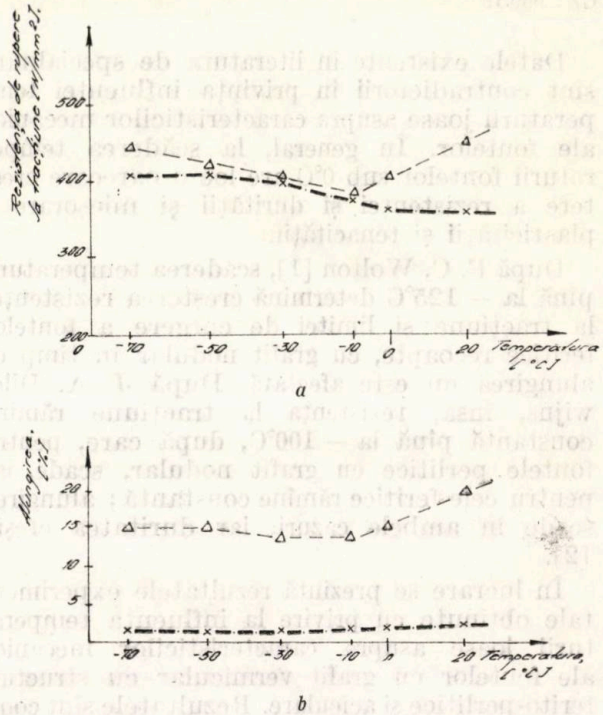


Fig. 1. Influența temperaturii joase asupra rezistenței de rupere la tracțiune și alungirii fontelor cu grafit vermicular și nodular cu structură ferito-perlitică :
Δ — Δ — fonta cu grafit nodular ;
x — x — fonta cu grafit vermicular

Alungirea scade la ambele tipuri de fonte cu scăderea temperaturii de la 20 — 10°C, însă din nou trebuie remarcată scăderea accentuată a acesteia în cazul fontelor cu grafit nodular. Micșorarea temperaturii de încercare practic nu a mai afectat valorile alungirii. Tenacitatea fontelor cu grafit nodular este mai grav afectată decît cea a fontelor vermiculare.

Diagrama de variație a rezilienței fontelor cu grafit nodular la temperaturi joase se poate împărți în trei domenii (fig. 2).

Se înregistrează o scădere spectaculoasă a rezilienței de la 21,2 la 11 J/cm², cu scăderea temperaturii de la 20 la — 10°C. Urmează un palier cuprins între —10°C și — 30°C, după care o scădere la fel de spectaculoasă a rezilienței la atingerea temperaturii de — 70°C. Scăderea temperaturii cu 40°C (de la — 30 la — 70°C) duce la scăderea rezilienței de la 11 la 5 J/cm².

Deci, o scădere a temperaturii de la 20 la —70°C a dus la scăderea rezilienței de la 21,2 la 5 J/cm², înregistrîndu-se o pierdere valorică de 75,4%.

Tenacitatea fontelor cu grafit vermicular a fost mult mai puțin afectată de scăderea temperaturii.

Scăderea temperaturii de la 20 la — 10°C a avut ca efect scăderea ușoară a rezilienței de la 6,2 la 5,0 J/cm². Urmează din nou o ușoară scădere pe intervalul de temperatură — 10 — 30°C, după care scăderea temperaturii practic nu mai afectează valorile rezilienței.

În cazul fontelor cu grafit vermicular, scăderea temperaturii de la 20 la — 70°C a dus la scăderea rezilienței de la 6,2 la 3,8 J/cm², deci o pierdere valorică de 38,7 %.

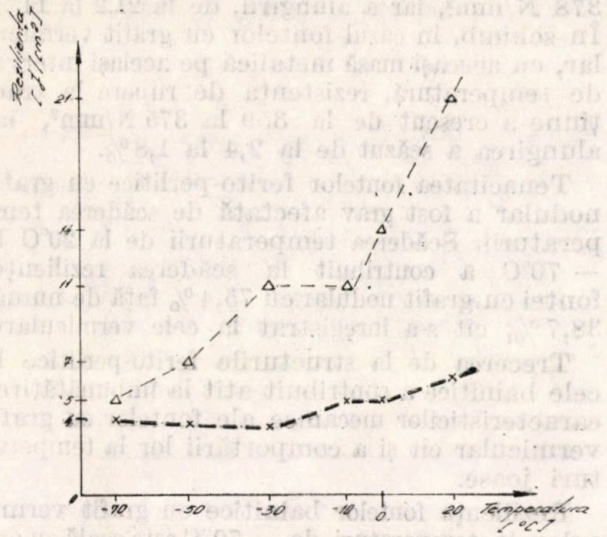


Fig. 2. Influența temperaturii joase asupra rezilienței fontelor cu grafit vermicular și nodular cu structură ferito-perlitică :
Δ — Δ — fonte nodulare ;
x — x — fonte vermiculare

În concluzie, apare ca surprinzător faptul că fontele cu grafit vermicular cu structură ferito-perlitică se comportă mai bine la temperaturi scăzute decît fontele cu grafit nodular cu aceeași masă metalică.

Acest lucru poate fi pus pe seama prezenței unei proporții mai mari de ferită în fontele cu grafit vermicular și a eliminării apariției fisurilor prin decoeziune la interfața grafit-ferită [3].

Structura aciculară a fontelor cu grafit lamelar modificat și vermicular s-a obținut prin aliere. Masa metalică a fost alcătuită din bainită și o proporție redusă de martensită.

Influența temperaturilor joase asupra rezistenței de rupere la tracțiune și alungirii fontelor aciculare cu grafit lamelar modificat și vermicular, precum și a fontelor austenitice cu grafit nodular se prezintă în figura 3.

Se observă că alura curbelor de variație a rezistenței de rupere la tracțiune cu scăderea temperaturii, în cazul fontelor cu grafit lamelar modificat și vermicular cu structură aciculară, sînt asemănătoare. De reținut valorile mai mari obținute în cazul fontelor vermiculare. Același mod de comportare s-a înregistrat și în cazul variației alungirii, cu deosebirea unei scăderi avansate a alungirii fontelor cu grafit lamelar modificat la temperatura de — 70°C.

După o scădere ușoară a rezistenței de rupere la tracțiune a fontelor cu grafit nodular austenitice (șarja 5) cu scăderea temperaturii de la 20 la — 10°C, urmează apoi o creștere cu scăderea în continuare a temperaturii (fig. 3,*a*).

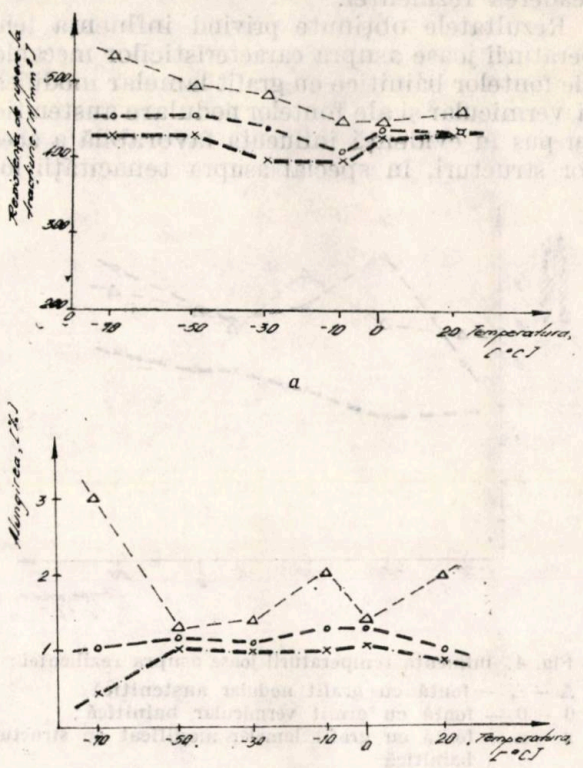


Fig. 3. Influența temperaturii joase asupra rezistenței de rupere la tracțiune și alungirii :
Δ — Δ — fontă cu grafit nodular austenitică ;
x — x — fontă cu grafit lamelar modificat cu structură bainitică ;
0 — 0 — fontă cu grafit vermicular cu structură bainitică

Influența temperaturii joase asupra alungirii fontelor cu grafit nodular austenitice nu pare să fie concludentă, aceasta scăzînd sau crescînd cu scăderea temperaturii de încercare a probelor (fig. 3, *b*).

Reziliența fontei bainitice cu grafit lamelar modificat scade ușor odată cu scăderea temperaturii de la 20 la — 10°C, după care urmează o scădere mai pronunțată pe intervalul de temperatură — 10 la — 50°C. Scăderea în continuare a temperaturii nu afectează valoarea rezilienței.

La temperaturi de — 10°C, reziliența fontei cu grafit vermicular cu structură bainitică scade de la 7,45 la 6,22 J/cm². Urmează o creștere substanțială a rezilienței la valori de 7,92 J/cm² la atingerea temperaturii de — 50°C, după care s-a înregistrat o scădere la fel de accentuată la atingerea temperaturii

de — 70°C, temperatură la care rezilienţa a fost de 5,1 J/cm².

Fontele cu grafit nodular austenitice au o comportare similară cu cele vermiculare bainitice pînă la temperaturi de — 10°C.

În schimb, la scăderea temperaturii la —30°C, creşterea valorică a rezilienţei este mult mai pronunţată.

Scăderea în continuare a temperaturii atrage scăderea rezilienţei.

Rezultatele obţinute privind influenţa temperaturii joase asupra caracteristicilor mecanice ale fontelor bainitice cu grafit lamelar modificat şi vermicular şi ale fontelor nodulare austenitice au pus în evidenţă influenţa favorabilă a acestor structuri, în special asupra tenacităţii lor.

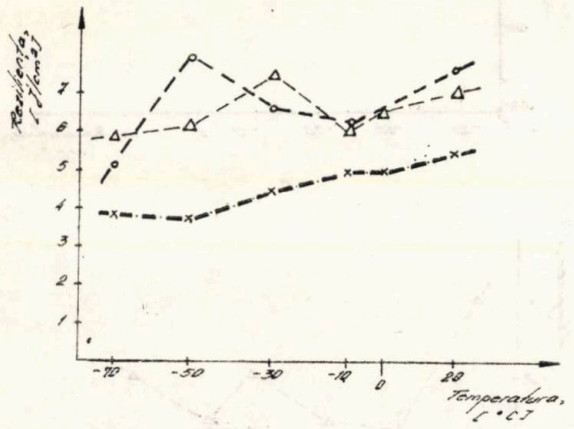


Fig. 4. Influenţa temperaturii joase asupra rezilienţei :
Δ — Δ — fontă cu grafit nodular austenitică ;
0 — 0 — fontă cu grafit vermicular bainitică ;
x — x — fontă cu grafit lamelar modificat cu structură bainitică

Este interesant de reţinut faptul că rezilienţa fontelor bainitice cu grafit vermicular la temperatura ambiantă este mai mare decît cea obţinută în cazul fontelor cu grafit vermicular cu masă metalică ferito-perlitică sau al fontelor nodulare austenitice.

Rezilienţa fontei bainitice cu grafit vermicular la temperaturi de — 50°C este cu puţin mai mare decît cea obţinută la temperatura camerei.

Concluzii

Experimentările privind influenţa temperaturilor joase asupra caracteristicilor mecanice ale fontelor cu grafit lamelar modificat, vermicular şi nodular au scos în evidenţă o comportare diferită a acestora, în funcţie de masa metalică.

În cazul şarjelor de fonte cu structură ferito-perlitică, fontele cu grafit vermicular au avut o comportare mai bună decît cele nodulare.

Scăderea temperaturii de la 20 la —10°C a dus la scăderea rezistenţei de rupere a fontelor cu grafit nodular ferito-perlitice de la 476 la 378 N/mm², iar a alungirii, de la 21,2 la 14%. În schimb, în cazul fontelor cu grafit vermicular, cu aceeaşi masă metalică pe acelaşi interval de temperatură, rezistenţa de rupere la tracţiune a crescut de la 359 la 375 N/mm², iar alungirea a scăzut de la 2,4 la 1,8%.

Tenacitatea fontelor ferito-perlitice cu grafit nodular a fost grav afectată de scăderea temperaturii. Scăderea temperaturii de la 20°C la — 70°C a contribuit la scăderea rezilienţei fontei cu grafit nodular cu 75,4% faţă de numai 38,7%, cît s-a înregistrat la cele vermiculare.

Trecerea de la structurile ferito-perlitice la cele bainitice a contribuit atît la îmbunătăţirea caracteristicilor mecanice ale fontelor cu grafit vermicular cît şi a comportării lor la temperaturi joase.

Rezilienţa fontelor bainitice cu grafit vermicular la temperaturi de —70°C este egală cu cea a fontelor vermiculare ferito-perlitice la temperaturi de 0°C.

BIBLIOGRAFIE

[1] Walton, C. F. *Gray and ductile iron casting handbook.* Cleveland, Gray and Ductile Iron Founders Society Inc., 1971/p. 679.

[2] Dilewijns, J. A. *Properties of nodular iron at temperatures up to 500°C with emphasis on impact strength.* În : Cast Met. Res, J., S.U.A., nr. 2, 1973, p. 64—66.

[3] Dinescu, L., Crăciunescu, C. Haltrich, I. Dumitrescu, C. şi Bojin, D. *Influenţa compactităţii grafitului asupra proprietăţilor mecanice ale fontelor cu grafit vermicular.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 11, 1982, p. 597.

Dr. ing. Al. Munteanu
Universitatea din Braşov

Tratamentul termic de călire izotermă a fontelor cu grafit nodular

(Lucrare de sinteză)

CZ : 66.046 :669.131.622

Primite iniţial de către proiectanţi şi utilizatori cu o oarecare rezervă, fontele cu grafit nodular s-au impus treptat, înlocuind în multe ansambluri şi subansambluri piesele solicitate, executate pînă atunci din oţeluri turnate sau forjate nealiate sau slab aliate.

Domeniul de folosire al acestor fonte s-a extins treptat, prin aplicarea operaţiilor de tratament termic (perlitizare, îmbunătăţire, călire izotermă — călire superficială).

Dintre aceste operaţii tehnologice, călirea izotermă a căpătat în prezent o largă utilizare, în multe ţări avansate elaborîndu-se fonte cu grafit nodular destinate acestui tratament termic.

Fontele bainitice cu grafit nodular obţinute prin călire izotermă prezintă combinaţii excelente ale caracteristicilor mecanice şi de utilizare, superioare oricărui alt tratament termic.

Numeroase turnătorii din S.U.A., R.F.G., Finlanda, China, Elveţia oferă utilizatorilor trei sortimente de fonte bainitice, cu grafit nodular în funcţie de ciclul termic aplicat şi grosimea piesei turnate :

— fonte cu grafit nodular bainitice „dure", cu o limită de curgere ce depăşeşte 1 000 N/mm^2 la o alungire specifică de pînă la 1 %;

— fonte cu grafit nodular bainitice „semidure", cu o limită de curgere de minimum 800 N/mm^2 la o alungire specifică de 5—6 %;

— fonte cu grafit nodular bainitice „tenace", cu o limită de curgere de minimum 600 N/mm^2 la o alungire de 8—10 %.

Caracteristicile mecanice posibil de realizat sînt legate în mod direct de structura obţinută în urma tratamentului termic aplicat, fiind dependente de structura iniţială şi, implicit, de condiţiile de elaborare şi turnare.

Sortimentul „dur" se bucură în prezent de o mare atenţie din partea specialiştilor. Aceasta ca urmare a faptului că, în S.U.A., după şase ani de experimentări de laborator privind turnarea şi tratamentul termic, de încercări mecanice statice şi dinamice şi după alţi trei ani de încercări pe autovehicule, firma General Motors Comp, a înlocuit în 1977 oţelul cementat slab aliat la coroanele şi pinioanele de atac din construcţia diferenţialilor la o serie de autovehicule [1].

Încercări similare cu bune rezultate, bazate pe programe de încercări laborioase, sînt executate în aceşti ani în multe ţări : R.P. Chineză, Finlanda [2], R. S. Cehoslovacă [4], Japonia [6], R.F.G. [8], Elveţia [7].

În urma acestor încercări, publicaţiile apărute arată că roţile dinţate executate din fonte cu grafit nodular călite izoterm asigură, în comparaţie cu roţile dinţate din oţeluri de cementare, o serie de avantaje şi anume :

— o prelucrabilitate prin aşchiere foarte bună în stare turnată, înaintea operaţiei de călire izotermă;

— o susceptibilitate de deformare la călire mult redusă şi perfect reproductibilă în timp;

— o calitate mai bună a suprafeţei prelucrate prin aşchiere;

— o rezistenţă foarte bună la pitîng;

— o capacitate de amortizare a şocurilor mai mare şi, de aici, o funcţionare mai liniştită;

— un randament superior al transmisiei, în condiţiile utilizării aceloraşi uleiuri;

— un tratament termic mai scurt şi mai ieftin;

— o greutate a angrenajelor mai mică cu 8—10 %;

— un consum energetic mult mai redus, începînd de la metalul lichid la produsul gata de montaj.

Succesul acestei înlocuiri de material la grupul conic al diferenţialelor autovehiculelor este comparabil cu cel înregistrat cu mai mulţi ani în urmă la înlocuirea oţelurilor forjate slab aliate în construcţia arborilor cotiţi cu fontă cu grafit nodular netratată termic.

Încercările efectuate pe celelalte sortimente (semidure şi tenace) sînt extrem de promiţătoare, domeniul utilizării fontelor cu grafit nodular bainitice ca înlocuitor al oţelurilor sau al altor materiale deficitare extinzîndu-se continuu.

Realizarea proprietăţilor mecanice şi de utilizare este condiţionată de o serie de factori legaţi de compoziţia chimică, de structura iniţială a fontei şi de modul de conducere al tratamentului termic.

Compoziţia chimică a fontei

Compoziţia chimică a pieselor turnate destinate acestui tratament termic se găseşte în domeniul obişnuit al fontelor cu grafit nodular turnate în R.S.R. — fonte feritice Fgn 420—12 sau perlitice Fgn 700—2. Limitele optime ale conţinutului de siliciu în prezent sînt dependente

de grosimea pereţilor pieselor şi sînt cuprinse între 2,3 şi 3 % Si, iar conţinutul de carbon total este de 3,2—3,6%. În această privinţă este important conţinutul de carbon dizolvat în austenită înaintea operaţiei de călire izotermă. Creşterea cantităţii de carbon dizolvat în austenită determină deplasarea temperaturilor de transformare spre valori mai mici (prin coborîrea punctelor de transformare M_s şi M_f) şi obţinerea unei mai mari cantităţi de austenită reziduală care ameliorează tenacitatea fontei. Cantitatea optimă de carbon dizolvată în austenita pentru sortimentul „dur" este de 0,6—0,9% C [1].

Manganul ca element perlitizant are un efect negativ asupra alungirii specifice şi rezilienţei. Pentru sortimentul „dur", el poate atinge maximum 0,4—0,5%, iar pentru sortimentele semidure şi tenace, conţinutul de mangan trebuie să fie sub 0,3% (tab. 1).

Pentru asigurarea evitării transformării de tip perlitic în cazul produselor cu grosimi relativ mari, în fontă se introduc elemente de aliere care deplasează spre dreapta curbele de transformare TTT IZO, mărind călibilitatea.

Dintre cele mai utilizate elemente de aliere sînt molibdenul (0,25 — 0,3 %), nichelul (max. 1,5%) şi cuprul (0,6—0,8%).

Tabelul 1

Influenţa conţinutului de mangan asupra tenacităţii fontei cu grafit nodular călită izoterm la 280°C [2]

Conţinutul, Mn, %	Rezilienţa, J/cm²	Raportul
0,071	78,2	1
0,47	55,5	0,71
0,77	36,3	0,46

Pentru compensarea efectului carburigen al molibdenului se recurge la nichel şi cupru, efectul acestor elemente asupra călibilităţii fiind însă mai redus.

Cele mai bune combinaţii par a fi Ni + Mo, Cu + Mo sau Ni + Cu + Mo. Cuprul este adesea preferabil nichelului, deoarece este economic şi realizează atenuarea tendinţei de segregare a manganului [3].

Efectul alierii asupra măririi stabilităţii austenitei subrăcite prezintă însă şi unele dezavantaje marcate de creşterea duratei de transformare şi de creşterea tendinţei de segregare. Astfel, siliciul şi nichelul segregă în direcţia grafitului, iar manganul şi molibdenul, la limitele de grăunţi. Aceasta duce, printre altele, la concentraţii de carbon în austenită, neomogene, cu efecte nefavorabile asupra stabilităţii austenitei şi asupra structurii finale obţinute.

În privinţa formei, densităţii, mărimii separărilor de grafit, se poate aprecia că o formă sferică uniformă pe întreaga secţiune a piesei, o densitate ridicată şi o mărime redusă a nodulilor determină obţinerea unei structuri intermediare bainitice omogene cu proprietăţi superioare.

Tratamentul termic

Practica călirii izoterme a fontelor cu grafit nodular constă într-o austenitizare caracterizată printr-o anumită temperatură şi durată de menţinere dependentă de structura iniţială feritică, ferito-perlitică sau perlitică, urmată de o răcire supracritică într-un mediu energic aflat la temperatura de transformare bainitică. Apoi, după o durată de menţinere riguros determinată are loc răcirea în aer, apă sau ulei, în funcţie de tipul structurii urmărite.

Austenitizarea. La tratamentul termic al fontei cu grafit nodular, se folosesc temperaturi de austenitizare situate între 850 şi 900°C; încălzirea trebuie făcută în atmosferă controlată, în băi de sare sau în pat fluidizat. Temperatura este situată deasupra temperaturii liniei A_{c3} a masei metalice de bază, linie influenţată de conţinutul de carbon, siliciu şi elemente de aliere din masa metalică.

Dacă structura iniţială este perlitică, punerea în soluţie a carbonului se face foarte rapid, dar atunci cînd structura iniţială este feritică, iar densitatea nodulilor de grafit este mică, punerea în soluţie poate atinge şi 2—3 h [1], [3].

În figura 1 se indică influenţa temperaturii şi duratei de menţinere la austenitizare asupra conţinutului de carbon al austenitei.

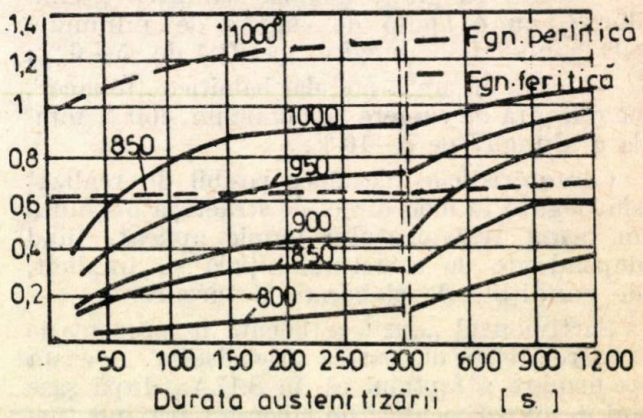


Fig. 1. Influenţa temperaturii şi duratei de menţinere la austenitizare pentru o fontă feritică şi perlitică feritizată (3,26 %C; 2,64 %Si; 0,92 %Mn%; 0,14% P) [2]

În general depăşirea temperaturii de 900°C duce la creşterea grăuntelui de austenită, acesta avînd efecte nefavorabile asupra rezilienţei.

O austenită cu o concentraţie scăzută în carbon, obţinută la o temperatură scăzută de austenitizare 800 — 850°C, se transformă

foarte rapid în domeniul temperaturilor de subrăcire bainitice [3], întrucît viteza de germinare şi creştere a feritei este mai mare, aceasta ducînd la o structură foarte fină şi omogenă.

S-a putut remarca că alungirea şi rezilienţa cea mai ridicată s-au obţinut pentru o temperatură de austenitizare relativ scăzută (fig. 2). Rezistenţa la rupere şi duritatea sînt însă mult mai puţin sensibile la influenţa temperaturii de austenitizare.

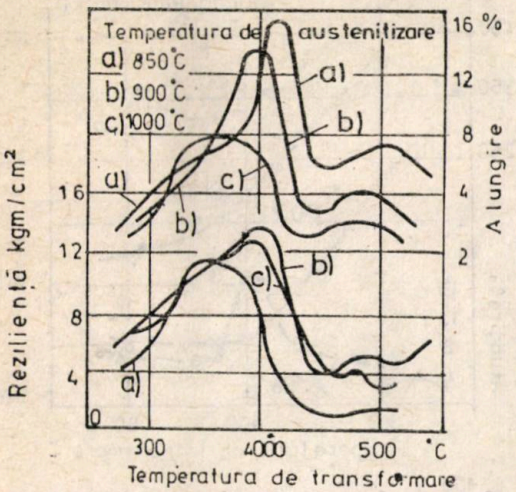


Fig. 2. Influenţa temperaturii de austenitizare şi a temperaturii de menţinere izotermă asupra proprietăţilor mecanice ale unei fonte nodulare (3,32 %C ; 2,62 %Si ; 0,29 %Mn ; 0,037 %P) [1]

Deci, atunci cînd în practică se urmăreşte obţinerea unei fonte cu grafit nodular ductile şi tenace, se recomandă o temperatură de austenitizare relativ scăzută şi respectarea unei temperaturi de menţinere bine precizate.

Pentru fontele cu grafit nodular dure, temperatura de austenitizare este de regulă 900°C.

Răcirea supracritică. Călirea izotermă este efectuată într-un mediu cu temperatura egală cu temperatura transformării urmărite.

Pentru temperaturi sub 250°C, acest mediu poate fi uleiul cu proprietăţi termofizice speciale sau băile de săruri de temperatură joasă (formate dintr-un amestec de azotaţi şi azotiţi).

Încercările de răcire efectuate în pat fluidizat eu au dat întotdeauna satisfacţie, întrucît nu asigură o răcire suficient de rapidă pentru sortimentele de fonte nealiate.

Realizarea proprietăţilor mecanice şi de utilizare dorite impune ca mediul de răcire să ducă la o răcire supracritică pe întreaga secţiune a produsului.

Viteza de răcire realizată în condiţiile utilizării băilor de săruri cu temperaturi cuprinse între 290 şi 410°C, în cazul unor piese cilindrice cu diametrul cuprins între 5-- 40 mm, a fost analizată de Edvard Dorazil [4].

Pentru evaluarea dependenţei vitezei de răcire a zonei centrale de temperatura băii şi de diametrul respectiv de grosimea piesei, se propune relaţia :

$$\log V = 9{,}41154 - 1{,}56099 \log D - 2{,}5430 \log TB$$

în care : D este diametrul, mm ;
TB — temperatura băii de sare, °C ;
V — viteza de răcire, °C/s în intervalul 600—500°C.

Această viteză de răcire trebuie să fie superioară vitezei critice dependente de compoziţia chimică a fontei.

Diagramele din figura 3 pot servi alegerii corecte a compoziţiei chimice a fontei, în funcţie de grosimea piesei, respectiv capacitatea de răcire a băii de sare.

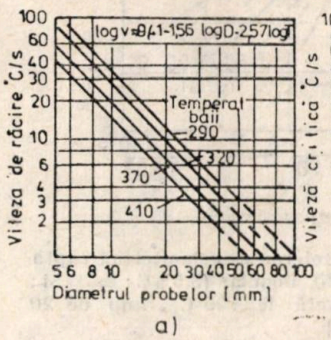


Fig. 3,*a*. Viteza medie de răcire determinată prin calcul în centrul probelor cilindrice în funcţie de temperatura băii

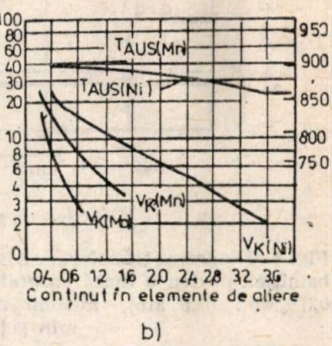


Fig. 3, *b*. Viteza critică şi temperatura de austenitizare în funcţie de conţinutul în elemente de aliere [4]

Transformarea în treapta bainitică. Este astăzi cunoscut că transformarea bainitică a fontelor cu grafit nodular se efectuează în două etape, dependente prin cinetică şi produşii transformării de temperatura de menţinere. Pentru clarificare, cinetica transformării s-a studiat la început pe oţeluri hipereutectoide, avînd un conţinut de siliciu şi elemente de aliere asemănătoare fontei cu grafit nodular [2], [3], [5].

Responsabil în apariţia celor două etape este siliciul, prezent în fontele cu grafit nodular în concentraţii cuprinse între 2 şi 3%. Desfăşurarea celor două etape poate fi rezumată astfel :

a) formarea la început a acelor de ferită bainitică, care îmbogăţesc în carbon austenita netransformată şi, ca urmare, coboară punctul *Ms* al acesteia. Dacă tratamentul de călire izotermă este întrerupt înainte ca temperatura *Ms* să atingă temperatura mediului ambiant, o parte din austenită se transformă în martensită în cursul răcirii de la temperatura băii de sare, structura fiind formată în final din ferită bainitică şi martensită. Dacă menţinerea este de lungă durată, austenita se stabilizează, structura finală fiind formată din ferită şi austenită ;

b) austenita îmbogăţită în carbon ajunge la un grad de suprasaturare, la care are loc începutul precipitării silicocarburilor care antrenează şi formarea feritei. La sfîrşitul celei de a doua etape, structura masei metalice de bază va fi formată deci din ferita aciculară (din prima etapă) şi un amestec de silicocarburi şi ferită.

Poziţia curbelor de sfîrşit şi început de transformare izotermă pentru două calităţi de fonte cu grafit nodular este prezentată în figurile 4 şi 5.

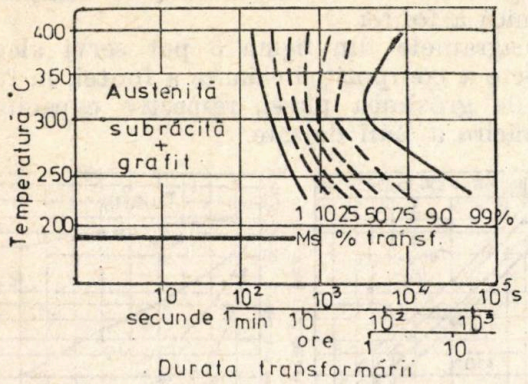


Fig. 4. Diagrama transformării izoterme a austenitei în treapta bainitică pentru o fontă cu grafit nodular (3,5 %C ; 2,5 %Si ; 0,3 %Mn ; 0,5 Mo), austenitizată la 900°C, timp de 20 min [1]

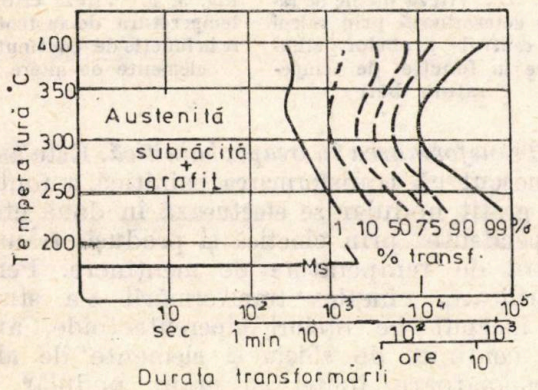


Fig. 5. Diagrama transformării izoterme a austenitei în treaptă bainitică pentru o fontă cu grafit nodular (3,3 %C ; 2,4 %Si ; 0,3 %Mn ; 2,3 %Ni şi 0,5 Mo), austenitizată la 900°C, timp de 20 min [1]

Prezenţa celor două etape este datorată în primul rînd siliciului, care împiedică separarea carburilor, în mod normal coerente la ferita suprasaturată.

Atunci cînd temperatura de transformare izotermă este scăzută, transformarea este mult încetinită, astfel încît sub 350°C cea de a doua etapă nu are loc decît după mai multe ore de menţinere, sau chiar deloc la temperaturi sub 300°C. Rezultă că la temperaturi foarte scăzute, 220—250°C, transformarea fiind foarte lentă, structura finală este în general formată din ferită aciculară, austenită şi martensită.

Se poate afirma deci că, în funcţie de temperatura de menţinere, se poate obţine o gamă extrem de largă de structuri şi proprietăţi.

În figura 6 se indică aceste proprietăţi şi structura posibil de obţinut în urma unei durate de menţinere de 2 h, pentru o fontă cu grafit nodular cu 0,6% Cu.

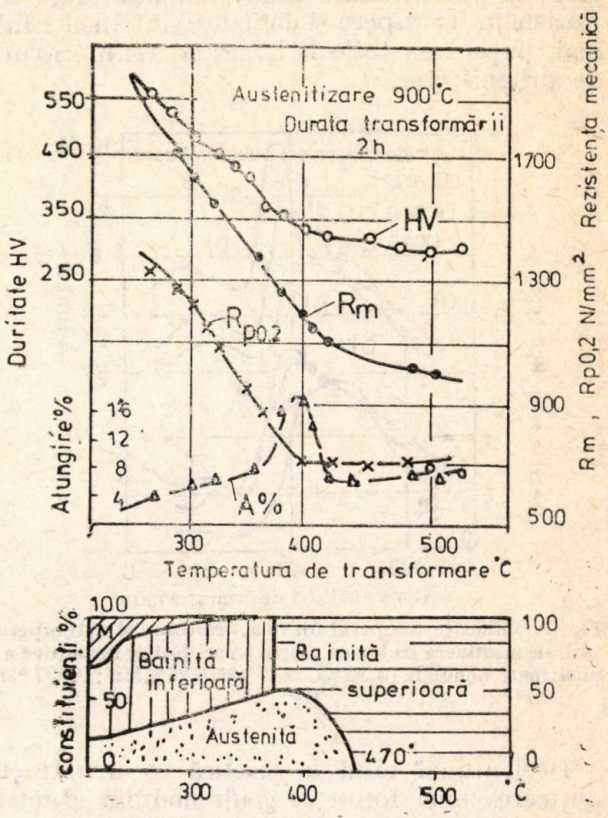


Fig. 6. Variaţia caracteristicilor mecanice şi variaţia structurii obţinute pentru o fontă cu grafit nodular cu 0,6 %Cu, austenitizată la 900 °C [3]

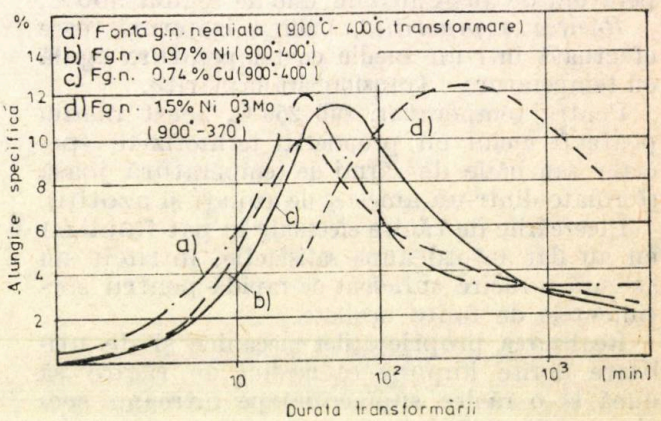


Fig. 7. Variaţia alungirii specifice a fontelor cu grafit nodular tenace în funcţie de durata de menţinere [3]

Atunci cînd se utilizează o fontă cu grafit nodular aliată, timpul de transformare pentru obţinerea sortimentelor semidure şi tenace depăşeşte 2 h (fig. 7).

Proprietăţile mecanice obţinute

Proprietăţile mecanice ale fontei cu grafit nodular călită izoterm sînt determinate pentru fiecare compoziţie chimică de structură obţinută prin transformarea izotermă, la care un rol deosebit îl joacă fineţea agregatului ferită-austenită-martensită, stabilitatea acestuia şi, după caz, precipitarea fină la prelungirea duratei de menţinere a carburilor.

Cea mai bună combinaţie de rezistenţă şi tenacitate este atinsă de o structură formată din grăunţi fini de ferită şi austenită fără produşi de transformare fragili.

În tabelul 2 sînt indicate cele trei sortimente de fonte cu grafit nodular ce se pot obţine prin călire izotermă.

Sortimentul dur este folosit pentru piesa solicitată la uzură mai ales pentru roţi dinţate [6]—[9].

Sortimentul tenace, care poate fi realizat prin transformări la temperaturi situate între 350 şi 400°C, reuşeşte să confere proprietăţi bune de rezistenţă şi tenacitate cu o comportare bună la uzură, obţinută pe seama austenitei cu o bună capacitate de ecruisare. Sortimentul tenace poate fi folosit deci aproape universal şi este probabil sortimentul cu cel mai mare viitor.

Se poate afirma că, printr-o optimizare a compoziţiei şi tratamentului termic, în raport cu grosimea pereţilor şi destinaţia piesei, se pot obţine proprietăţi mecanice considerabil mai bune decît cele minime prezentate în tabelul 2.

În figura 8 se indică, în mod comparativ, tenacitatea fontelor cu grafit nodular călite izoterm, în raport cu alte sortimente de fontă cu grafit nodular îmbunătăţite (călite la martensită şi revenite) şi fonte netratate termic.

Rezistenţa la oboseală prin solicitări alternative este influenţată de conţinutul de austenită, deoarece aceasta poate fi transformată în martensită.

În figura 9, se arată dependenţa rezistenţei la încovoiere alternativă de rezistenţa la tracţiune pentru două forme diferite de epruvete.

Rezistenţa la oboseală poate fi mult ameliorată printr-o prelucrare mai îngrijită a epruvetelor sau prin ecruisare cu alice [5] (fig. 10).

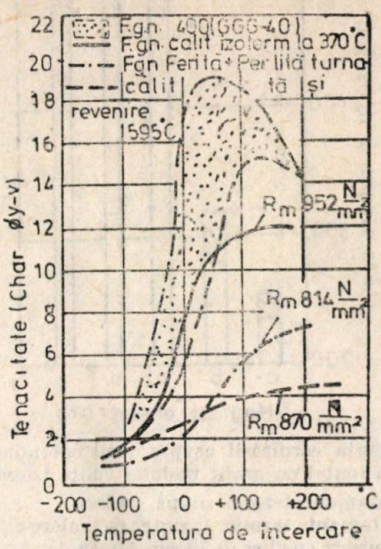


Fig. 8. Variaţia rezilienţei cu temperatura pentru fontele cu grafit nodular turnate, îmbunătăţite şi călite izoterm [2]

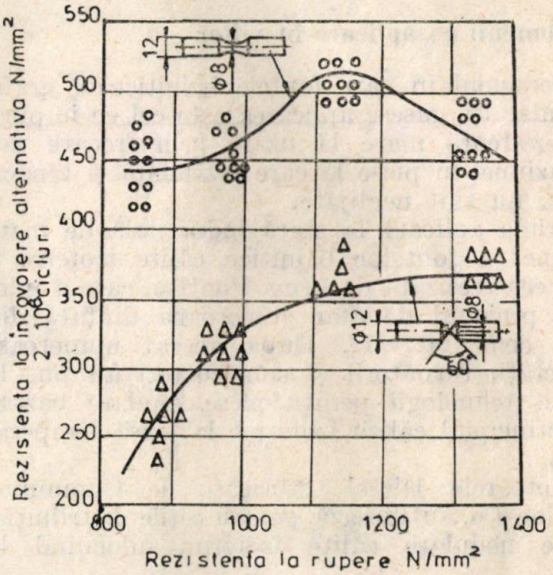


Fig. 9. Relaţia între rezistenţa la tracţiune şi rezistenţa la încovoiere alternantă pe epruvete netede şi crestate, pentru fonta cu grafit nodular Cu-Mo călită izoterm la 250°C [2]

Tabelul 2

Caracteristicile mecanice ce pot fi obţinute prin călire izotermă

Sortimentul	Duritatea *HB*	Rezistenţa la rupere, N/mm²	Rezistenţa la curgere, N/mm²	Alungire, %	Temperatura de transformare	Constituenţii	Elementele de aliere
Dur	430—550	(1300)	(1000)	0,5	235—270	FM(A)	Mn
Semidur	350—480	1200	800	2	270—330	F.A,M	Mn Cu, Ni + Mo
Tenace	280—350	1000	680	5	>350	Fe, A	Cu, Ni + Mo
		850	550	10	>350		

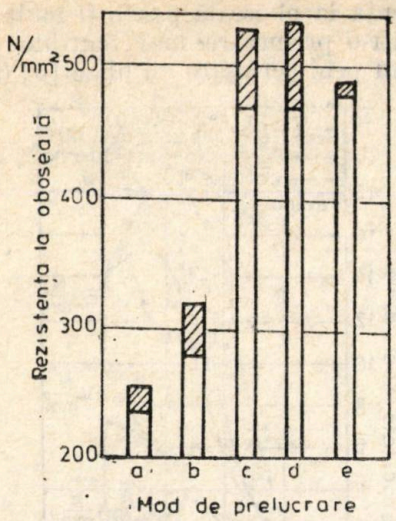


Fig. 10. Influența ecruisării asupra rezistenței la oboseală a danturii fontei cu grafit nodular călită izoterm :
a — tratament termic după rulare ;
b — tratament termic înainte de rulare ;
c — ecruisare cu alice (0,35 mm Almen *A*) ;
d — ecruisare cu alice (0,45 mm Almen *A*) ;
e — ecruisare cu alice (0,55 mm Almen *A*)

Domenii de aplicare în viitor

Domeniul în care fontele bainitice cu grafit nodular își găsesc aplicarea este cel ce implică o rezistență mare la uzare prin frecare sau abraziune, în piese la care rezistența și tenacitatea nu sînt neglijate.

Prima aplicare la scară industrială de mare răsunet a fontelor bainitice călite izoterm a fost cea realizată de firma Pontiac, care a înlocuit pinionul de atac și coroana dințată din oțel cementat [1]. După aceea, numeroase societăți, turnătorii și constructori au pus la punct tehnologii pentru piese similare bazate pe principiul călirii izoterme la joasă temperatură.

Motoarele Diesel, fabricate de Cumminus Engine Co., utilizează pentru roțile distribuției fonte nodulare călite izoterm, înlocuind la multe alte piese oțelul forjat și tratat prin călire superficială sau cementat, cu o scădere a costului de pînă la 30% [3].

Un alt domeniu de aplicare este cel al pieselor ce nu necesită numai rezistență la uzare, ci și o rezistență și o tenacitate ridicată. Este cazul suporturilor de arc din construcția camioanelor, roților pentru vagonete de mină, roților de locomotivă, rulourilor de conveioare cu bandă, inelelor de articulație ale laminoarelor.

Buna rezistență la abraziune a acestor fonte este utilizată la piese de tipul cupelor de excavator, a brațelor de buraj, a mașinilor de întreținere a căilor ferate, pentru patinele șenilelor tractoarelor etc.

Toate aceste exemple, precum și principiile teoretice și practice expuse demonstrează larga aplicabilitate a acestor aliaje și oferă utilizatorilor posibilități încă neexplorate de înlocuire a materialelor mai scumpe sau deficitare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dodd, J. *High Strength High Ductibility Ductile Irons.* In : Iron Casting, mai, 1978.
[2] Röhring, K. *Zwischenstufen vergüteter Gusseisen mit Kugelgraphit.* In : Giesserei Praxis, nr. 1—2, 1983.
[3] Bechet, S. și Rohring, K. *Le traitement isotherme des fontes G. S. baintiques. Journée d'Etude sur les Traitements Thermiques.* 7 martie, 1985, Paris.
[4] Dorazil, E. și Munsterova, E ; *Durchvergütbarkeit von legierten Gusseisen mit Kugelgraphit bei Zwischenstufenvergütung.* In : Giesserei-Forschung, nr. 4, 1977, p., 147—151.
[5] Rähring, K. *Isothermisches Umwandeln von Gusseisen mit Kugelgraphit in der Baintstufe Härterei.* In : Technische -Mitteilungen, nr. 2, 1984, p. 41—50.
[6] Satou, K. O, kazaki, K. și Suyrama K. *Study on the Austempered Ductile Cast Iron Gear-Peaper. 68 Ductile Iron Conference, mai, 1983.*
7] Hornung, K. și Gchaffhausen, W. H. *Gusseisen werkstoffe für hochbeanspruchte Fahrzeugteile wie Zahnräder.* In : V.D.I. nr. 4, 1981, p. 16—24.
[8] Barbezat, G. și Mayer, H. *G. .G.—100 Gänstige Kombination von hoher Festigkeit und Zähigkeit* Konstruiren und Giessen, nr. 1, 1984, p. 24—31.
9] Mannes, W., Hormung, K. și Rettig, H. *Erprobung von Zahnrädernaus bainitieschen Gusseisen mit Kugelgraphit.* In : Antriebstechnik, nr. 4, 1984, p. 50—55.

Perfecționări constructive și tehnologice ale cubiloului, la 125 de ani de la apariția acestuia

(Lucrare de sinteză)

Dr. ing. I. Ripoșan
Institutul politehnic — București

CZ : 621.745.552.3

Cubiloul, agregatul de elaborare a fontei de adoua fuziune (de turnătorie), asigură în prezent în R. S. România peste 1,0 mil. t fontă lichidă pe an. Apariția fontelor de calitate superioară și în special a celor modificate a determinat necesitatea unor grade mai avansate de supraîncălzire și puritate a fontelor, favorizînd extinderea utilizării cuptoarelor electrice, în special a celor cu inducție.

Cubiloul rămîne un cuptor de mare productivitate, cu randament ridicat la topire, capabil să asigure un grad mai mare de utilizare a energiei primare (tab. 1). A fost luat în calcul la obținerea energiei un randament de 90 % la cocserie și 30 % la termocentrală, respectiv la utilizare, un randament total de 60 % la cuptoarele electrice, respectiv 30 — 50 % la cubilou [5].

Profilul și construcția cuvei cubiloului. Primul tip de cubilou, apărut în Anglia (fig. 1), avea un profil foarte asemănător furnalului, de unde era de fapt inspirat [1], [2]. Răspîndirea rapidă a acestui agregat în turnătorii cu capacități de producție reduse, datorită tehnologiei de formare manuală, a făcut ca în scurt timp construcția sa să fie simplificată, ajungînd la profilul cilindric bine cunoscut astăzi.

Creșterea necesarului de fontă lichidă, odată cu schimbarea tehnologiilor de formare și a măririi capacităților turnătoriilor, a condus, în mod firesc, la mărirea diametrului cubiloului. În acest mod, gama mărimii cubilourilor s-a extins, de la cele foarte mici (400 — 500 mm) la cele mici (600 — 900 mm), medii (900 —

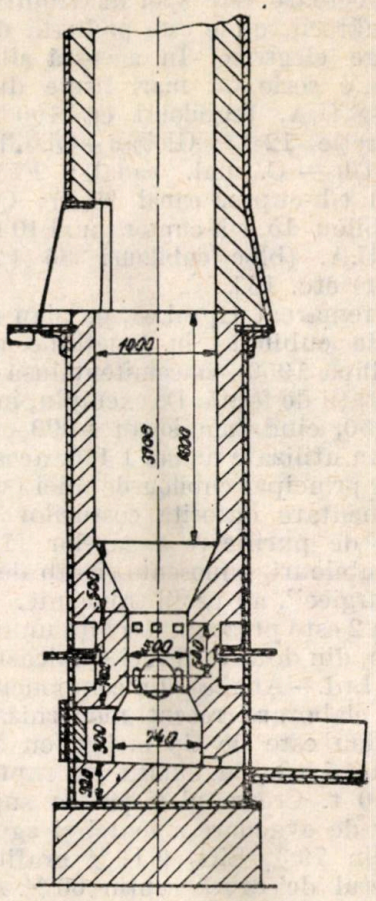


Fig. 1. Aspectul cuptorului Ireland (1858), considerat a fi primul tip de cubilou din lume [1]

Consumuri energetice în diferite variante de elaborare a fontei *Tabelul 1*

Caracteristica	Cubilou			Cuptor cu inducție cu creuzet				Cuptor cu arc			
	4—6 t/h	20 t/h	25—30 t/h	< 10 t	10 t / 4,4 t/h	20 t/h	50 t / 26 t/h	< 10 t	12 t / 5 t/h	20 t/h	50 t / 25 t/h
Consum energie/kg cocs/t sau kWh/t	150	130	130	680—780	700	624	520	750—820	650	552	450
Consum combustibil convențional, kg/t	224	220	216	232—267	240	213	178	256—280	220	188	150
Grad utilizare energie primară, %	27—45			18				18			
Consum total energie primară, kg.comb.conv./t	700—750			9 650—1 500				850—1 550			

1 400 mm), mari (1 400 — 2 000 mm) și foarte mari (2 000 — 4 000 mm).

Costurile ridicate ale instalațiilor de purificare a gazelor, a celor de încărcare, de conducere automată a procesului de elaborare, precum și necesitatea reducerii consumului de cocs de la pornirea și oprirea cubiloului etc. au condus la realizarea unor sectoare de elaborare centralizate, dotate cu cubilouri mari (peste 2 000 mm), cu dotări moderne. Fonta produsă în aceste sectoare este apoi distribuită în mai multe turnătorii, unde este preluată de regulă în cuptoare electrice. În această situație se încadrează o serie de mari firme din lume: ACIPCO—S.U.A. (cubilouri cu 100 t/h-cuptoare inducție 12 t); Globan—Olanda (cubilouri 20 t/h — C. ind. canal); FIAT-Italia (cubilor 40 t/h-cuptor canal 95 t); Qualicast-Anglia (cubilou 15 t/h-cuptor canal 40 t); Ford Motor—S.U.A. (bloc cubilouri 85 t/h-cuptor canal 100 t) etc. [3].

Trebuie remarcat faptul că, pe plan mondial, numărul de cubilouri în funcțiune a scăzut continuu după 1950, concomitent însă cu creșterea cantității de fontă. De exemplu, în S.U.A., față de 1950, cînd funcționau 4 000 cubilouri, în 1980 erau utilizate numai 1 400, acest proces afectînd în principal cubilourile mici (sub 1 000 mm), falimentare datorită costurilor mari cu instalațiile de purificare a gazelor [7].

Aceste cubilouri, cunoscute și sub denumirea de „metalurgice", au profil tronconic.

În figura 2 este prezentată schița unui cubilou de acest tip, din dotarea firmei Qualcast (Derby Foundries Ltd.—Anglia), din componența unui sector de elaborare recent modernizat [14]. Acest cubilou este de tip închis, cu aer cald (500°C), cu 15 t/h, în duplex cu cuptoare cu canal de 40 t. Creuzetul și partea superioară a canalelor de evacuare a fontei și zgurei sînt realizate din 79 % SiO_2 + 11 % grafit, vatra și separatorul de zgură conțin 60 % Al_2O_3 + + 11 % grafit, în timp ce căptușeala camerei de absorbție a gazelor conține 75 SiO_2 + 11 % grafit. Mantaua conică este realizată din tablă de oțel de 25 mm, răcirea exterioară fiind realizată cu cinci colectoare inelare cu apă.

Creuzetul propriu-zis este realizat din masă carbonică. Această soluție constructivă determină:

— micșorarea volumului de gaze, ce solicită căptușeala, determină o scădere a consumului acesteia;

— creșterea temperaturii gazelor și schimbarea traseului acestora determină o serie de schimbări și în ceea ce privește compoziția chimică (tab. 2).

Absența căptușelii în zona de topire constituie o altă particularitate constructivă a cubiloului modern, de mare capacitate.

Erodarea căptușelii în timpul topirii în cubilou constituie motivul duratei scurte de funcționare ale acestuia în mod obișnuit de 8 — 24h. Realizarea unor cubilouri fără căptușeală în zona de topire prezintă o serie de avantaje atît economice, cît și în ceea ce privește calitatea fontei și funcționarea acestui agregat de elaborare. Dintre aceste avantaje, se pot aminti:

— durata de funcționare este mărită la 3 — 10 săptămîni, dar poate atinge și perioade mai îndelungate;

— cantitatea de zgură este micșorată cu 20 — 30 %, aceasta avînd o compoziție controlată. Este posibilă utilizarea unei zguri cu bazicitate ridicată (b = 1,2 — 2,0), în condițiile

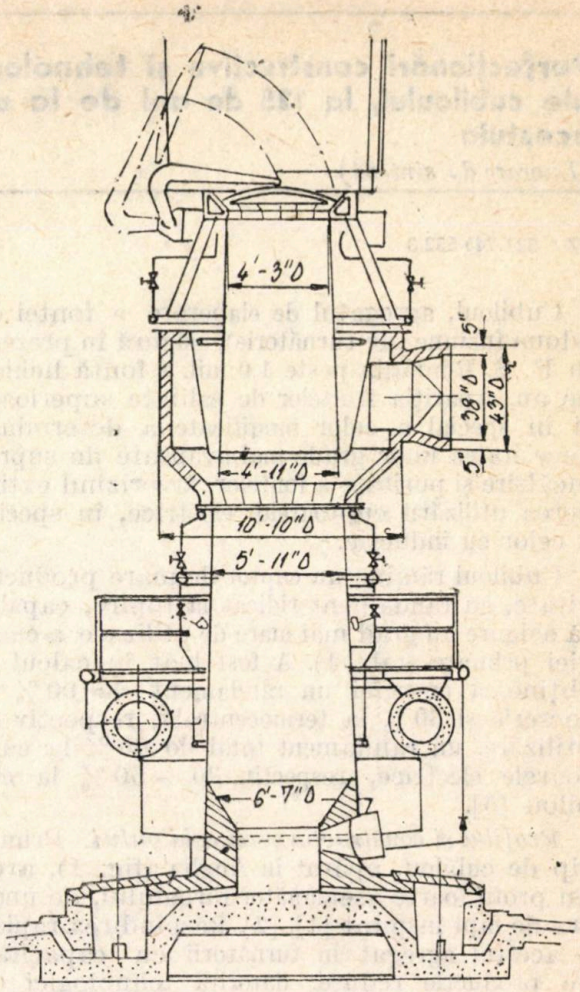


Fig. 2. Cubilou modern, cu profil tronconic, tip închis, fără căptușeală în zona de topire, cu aer cald, cu evacuarea fontei prin mixer — sifon [14]

Tabelul 2

Compoziția gazelor în funcție de profilul cubiloului

Tipul cubiloului	Compoziția gazelor, %	
	CO_2	CO
Cilindric	14,4	9,5
Tronconic (Metalurgic)	13,1	12,0

în care restul căptușelii este acidă, realizîndu-se fonte cu conținut scăzut de sulf (0,03 — 0,06 %);

— se micșorează consumul de materiale refractare (sub 5 kg/t);

— scade consumul de cocs, economisindu-se combustibilul consumat la fiecare pornire și oprire a cubiloului;

— gazele de ardere conțin o cantitate mai mică de praf, deci scade gradul de poluare și costul purificării;

— apare posibilitatea conducerii cu calculator a proceselor din cubilou.

Absența căptușelii este recomandată cubilourilor cu productivitatea peste 10 t/h. La cubilourile cu diametru scăzut, raportul între diametrul mantalei și secțiunea cuvei este foarte mare, iar în cazul absenței căptușelii, pierderile de căldură pe tona de fontă ar fi ridicate. Din această cauză, aceste cubilouri nu trebuie să aibă sub 5 t/h productivitate, în timp ce la 5 — 10 t/h absența căptușelii este economică numai dacă producția de fontă în 24 h este de minimum 100 t [13].

De regulă, cubilourile de mare capacitate întrunesc cele două caracteristici constructive respectiv profilul tronconic și absența căptușelii.

Funcționarea acestor cubilouri este direct dependentă de eficacitatea sistemelor de răcire cu apă ale mantalei. Recordul de funcționare continuă îl deține un cubilou Ø 1 350 mm (13,5 luni; 29 000 t fontă), răcit cu chesoane cu apă [6].

Evacuarea topiturii printr-un mixer sifon sub presiune, care poate juca și rolul de acumulator de fontă, constituie o practică larg răspîndită în cazul cubilourilor mari.

Sifonul sub presiune, cu un volum de circa 5 % din producția orară a cubiloului, este amplasat sub nivelul vetrei și asigură un contact minim al fontei și zgurei cu vatra, ceea ce mărește durabilitatea acesteia.

Concomitent, se propune o cuvă de tip închis, ce determină o contrapresiune în cubilou, capabilă să asigure un schimb de căldură mai eficient între gaze și încărcătura metalică (fig. 2).

În ceea ce privește materialele refractare, se remarcă o frecvență tot mai mare de utilizare a celor carbonice, a blocurilor de grafit, a unor amestecuri formate din grafit, carbură de siliciu și oxizi refractari, în vederea realizării căptușelii părții inferioare a cuvei, în special în cazul unor durate mai mari de funcționare [3].

Sistemul de alimentare cu aer. Sistemul de alimentare cu aer a cubiloului a cunoscut transformări permanente, pentru a asigura o distribuție cît mai uniformă a oxigenului pe secțiune și o alimentare cît mai intensă cu oxigen și gaze a zonei centrale, cunoscută fiind tendința de circulație periferică a gazelor în cubilou.

Creșterea diametrului cubilourilor a creat probleme în ceea ce privește penetrarea aerului și gazelor în zona centrală, din care cauză a fost necesară trecerea la cubilourile cu două și trei rînduri de guri de aer.

Caracteristicile acestor sisteme de alimentare cu aer (devenite clasice) sînt prevăzute în STAS 2839/67. Prin rîndurile suplimentare (*II* și *III*) se introduce o cantitate redusă de aer (10 — 20 %), care însă pătrunde în cubilou cu o viteză mare. În aceste condiții, această cantitate de aer contribuie la dirijarea, spre axa centrală a cubiloului, a gazelor de ardere și a aerului introdus prin rîndul de bază (*I*), ceea ce determină o uniformizare a distribuției temperaturii, pe secțiune. Distanța între aceste rînduri de guri de aer este scăzută (150 — 300 mm). Acest sistem dă bune rezultate în cazul cubilourilor cu dimensiuni medii (900 — 1 400 mm), în timp ce la cubilourile mari și foarte mari (peste 1 500 mm) sînt necesare și alte măsuri. În acest sens se remarcă utilizarea unor guri de aer din cupru, răcite cu apă, ce pătrund pînă spre axa cubiloului, realizîndu-se în acest mod alimentarea cu oxigen și a acestei zone.

În anul 1972, British Cast Iron Research Association (BCIRA — Anglia) propune o nouă soluție, respectiv utilizarea cubilourilor cu două rînduri de guri de aer, cu aer secundar [8], [9]. O sinteză a rezultatelor obținute pe plan mondial, în 10 ani de exploatare a acestor cubilouri, este prezentată în lucrarea [9].

Principalele particularități constructive ale acestor cubilouri sînt:

— cele două rînduri de guri de aer sînt amplasate la o distanță mai mare între ele (în medie, 900 mm);

— aerul de combustie, la același debit (100 — 130 $m^3/m^2.min$), este divizat astfel încît pe rîndul *II* să se introducă 30 — 50 %;

— de regulă, se utilizează două cutii de aer, alimentate de la unul sau două ventilatoare, dar fără ca debitul să fie mărit față de situația clasică.

Această soluție constructivă asigură:

— extinderea zonei din patul de cocs, în care acesta are temperatură ridicată, ceea ce favorizează procesul de supraîncălzire a fontei lichide;

— arderea oxidului de carbon, produs în prima parte a zonei de ardere, deci creșterea puterii de încălzire a încărcăturii, din partea gazelor;

— micșorarea conținutului de CO din gaze (sub 5 %), deci a căldurii chimice pierdute cu gazele evacuate din cubilou, precum și a nocivității acestora;

— se mărește randamentul termic al cubiloului, ponderea căldurii utile (fonta lichidă) crescînd cu pînă la 25 %.

Principalele probleme care trebuie avute în vedere sînt:

— creşterea gradului de oxidare a elementelor, în special în cazul în care prin rîndul *II* se introduce peste 30 % aer;

— este necesar un control mai riguros asupra alimentării cu aer (debit, presiune), depăşirea debitului optim fiind deosebit de nocivă;

— se măreşte gradul de erodare a căptuşelii, în special la depăşirea debitului de aer.

În prezent, pe plan mondial asemenea cubilouri se utilizează în următoarele situaţii:

a) turnătoriile în care se urmăreşte reducerea consumului de cocs (cu 15 — 40 %), fără să fie afectată temperatura fontei, caz în care creşte şi productivitatea cubiloului (cu 10 — 25 %);

b) cazurile în care este necesară creşterea temperaturii fontei (cu 30 — 80°C), fără să se apeleze la mărirea consumului de cocs, şi atunci cînd nu este necesară o creştere substanţială a productivităţii;

c) cazurile în care patul de cocs are o compactitate mare, respectiv atunci cînd zona de reducere este extinsă (cocs mărunt sau neuniform, cu rezistenţă mecanică scăzută);

d) la utilizarea unui combustibil cu reactivitate mai mare (inclusiv cocs de furnal).

Utilizarea acestor cubilouri a dat bune rezultate, în cazul în care le-au înlocuit pe cele cu un singur rînd de guri de aer. Proiecte în acest sens sînt realizate de I.C.S.I.T.P.S.C. — Filiala Cluj-Napoca [21].

Utilizarea aerului cald. Utilizarea aerului cald (200 — 600°C) constituie o soluţie cu o largă acceptare pe plan mondial, fiind tot mai puţine întreprinderile care îşi mai pot permite luxul utilizării aerului rece la cubilou. Se utilizează în prezent recuperatoare de căldură, ce permit valorificarea atît a căldurii fizice, cît şi chimice a gazelor.

În aceste condiţii se realizează:

— mărirea randamentului de combustie a cubilourilor, ca de exemplu de la 0,5 (20°C) la 0,62 (T_a = 500°C) [10];

— creşterea temperaturii gazelor (cu 350°C, la T_a = 500°C) şi a cocsului determină mărirea temperaturii fontei cu circa 10°C/55°C temperatură aer;

— intensificarea procesului de gazificare a cocsului, ceea ce determină creşterea productivităţii specifice cu 0,5 — 0,75 t/m².h, la o creştere a temperaturii aerului cu 100°C;

— creşte puterea de carburare şi scad pierderile prin ardere;

— se îmbunătăţesc şi se uniformizează proprietăţile fontei;

— scade consumul de cocs (9 — 12 %), a fontei de furnal (sub 30 %) şi a feroaliajelor.

Problema principală a acestor tipuri de cubilouri o constituie purificarea gazelor, care trebuie să asigure un randament termic ridicat pentru recuperator.

În ceea ce priveşte tipul recuperatorului, ponderea cea mai mare o au cele amplasate în afara cubiloului, cele din coşul acestuia avînd un randament slab. Rezultate deosebite se preconizează pentru recuperatorul cu elemente ceramice, realizat de I.C.S.I.T.P.S.C. [21].

Utilizarea oxigenului suplimentar. Cantităţile suplimentare de oxigen ajung în zona de ardere în două variante [8], [11], [16]:

— îmbogăţirea aerului atmosferic, de la 21 % O_2 la 23 — 30 % O_2;

— introducerea directă a oxigenului suplimentar (10 — 40 m^3O_2/t), prin ţevi de cupru, prin gurile de aer, sau sub nivelul acestora, deci în creuzet.

Efectele utilizării oxigenului suplimentar pot fi sintetizate prin următoarele:

— creşterea temperaturii gazelor. De exemplu, la $\eta_v = 0{,}5$, temperatura poate atinge maximum 1 800°C la aer atmosferic, dar se poate ajunge la 2 600°C pentru 30 % O_2 [10];

— se măreşte randamentul la combustie al cubiloului. La cubilourile cu aer rece, oxigenul suplimentar influenţează pozitiv randamentul de combustie în toate condiţiile de exploatare, în timp ce la cubilourile cu aer cald există o dependenţă faţă de valoarea acestuia (randamentul creşte numai dacă $T_g > T_a$);

— creşte productivitatea, aceasta atingînd 9 — 12 t/m².h, faţă de 6 — 8 t/m².h la aerul atmosferic;

— se ating valori de 1 450 — 1 550°C pentru temperatura fontei, în special datorită supraîncălzirii cocsului, cele mai bune rezultate fiind obţinute la introducerea directă a oxigenului, în special în creuzet;

— consumul de cocs este cuprins în limitele 10 — 18%, fiind cu atît mai mare cu cît cantitatea de fier vechi este mai mare sau atunci cînd se urmăresc grade mai mari de carburare şi supraîncălzire a fontei. Se aplică de regulă o reducere de circa 30%;

— un plus de 1% O_2 determină practic aceleaşi schimbări ca şi creşterea temperaturii aerului cu 85°C.

Micşorarea consumului de cocs cu pînă la 30%, scăderea participaţiei fontei de furnal (pînă la zero) şi creşterea ponderii fierului vechi (50 — 85%), economiile de feroaliaje, mărirea productivităţii şi a temperaturii fontei pledează pentru utilizarea oxigenului suplimentar. Se impune deci luarea în considerare a unei cote de oxigen produsă special pentru cubilou, deci depăşirea situaţiei actuale, cînd această soluţie este utilizată numai acolo unde există un surplus de oxigen (de la alte destinaţii). Chiar şi în aceste situaţii mai există încă mari rezerve.

Trebuie luat în considerare faptul că în marea majoritate a ţărilor industrializate se

utilizează pe scară largă această soluție; deși scumpă în trecut, a devenit rentabilă, ca urmare a creșterii deosebite a costului cocsului, feroaliajelor și al fontei brute.

O analiză efectuată în 1974, în Europa centrală, a scos în evidență faptul că această tehnologie a devenit eficientă la o producție de 150 t fontă/lună, față de minimum 9 000 t/lună, cît era necesar în 1969 [15]. Cei 10 ani care au trecut au dus la o rentabilizare a folosirii oxigenului suplimentar, în prezent utilizîndu-se în situații dintre cele mai diverse.

De la o insuflare periodică, în multe cazuri s-a trecut la o utilizare continuă. O analiză a 10 ani de utilizare a oxigenului suplimentar, în cazul unui cubilou Ø 2 440 mm, în diferite variante de funcționare, este realizată în figura 3 [16].

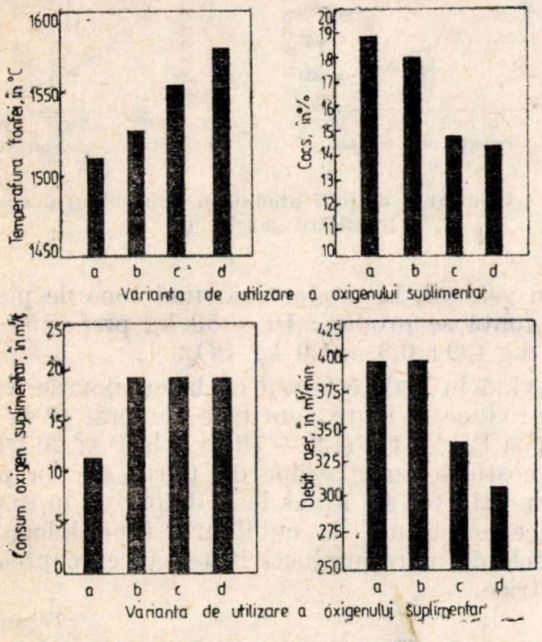


Fig. 3. Utilizarea oxigenului suplimentar în cubilou [16]: *a* — aer îmbogățit cu 2%O_2, cu funcționare periodică (1971—1978); *b* — aer îmbogățit cu 2%O_2 și funcționare continuă (ian.—oct. 1978); *c* — insuflare directă a O_2 prin cinci guri de aer, în cantitate echivalentă cu îmbogățirea cu 2%O_2 a întregii cantități de aer (nov. 1978—aug. 1979); *d* — introducere directă a 2%O_2 prin toate cele 10 g.a. (1979—1981)

Concluziile acestei analize sînt următoarele:

a — la utilizarea directă a O_2, temperatura fontei este cu 42—56°C mai mare decît în cazul îmbogățirii în oxigen a aerului; se recomandă introducerea O_2 prin toate gurile de aer;

b — au fost înregistrate scăderi însemnate ale consumului de cocs. Acest consum mai poate fi scăzut cu încă 5%, dar turnătoria respectivă are nevoie de fontă foarte caldă, la un consum mare de fier vechi;

c — consumul de oxigen este relativ ridicat, dar se raportează că costul fontei nu a crescut din această cauză;

d — debitul de aer a fost micșorat cu pînă a 20%, pentru a nu fi afectată productivitatea (aceasta ar fi crescut, datorită reducerii consumului de cocs). Rezultă deci că rezultatele obținute în cadrul variantelor *c*, *d* se realizează în condițiile unui debit de aer mai mic.

Controlul strict al debitului de aer. Cubilourile sînt alimentate cu cantități de aer ce se încadrează de regulă în limitele 60 — 200 m^3/m^2. min, fără să depășească însă, de regulă, 150 m^3/m^2.min, valorile medii fiind de 100—120 m^3/m^2.min.

Creșterea debitului de aer, respectiv a cantității de oxigen introdus în cubilou, determină o intensificare a proceselor de ardere, cu efect pozitiv asupra măririi temperaturii fontei și a productivității, dar cu intensificarea pierderilor prin ardere. De exemplu, la 12%K, creșterea debitului specific de la 70 la 100 m^3/m^2. min a dus la mărirea temperaturii fontei cu 60°C.

La debite exagerat de mari, se realizează o creștere însemnată a vitezei de gazificare a cocsului, respectiv a coborîrii încărcăturii, cu efect negativ asupra temperaturii fontei și oxidării elementelor, chiar dacă pînă la o anumită limită determină o creștere a productivității. Există un maxim admis al debitului de aer în ceea ce privește temperatura fontei și un altul pentru productivitate (mai mare decît primul). Rațională este însă tehnologia care se bazează pe un debit de aer (critic) corespunzător valorii maxime a temperaturii fontei, ce poate fi atinsă în cubilou. Pentru mărirea în continuare a productivității, trebuie să se apeleze la altă soluție (oxigen suplimentar) și nu la mărirea debitului.

Controlul riguros și permanent al debitului de aer constituie deci o cale importantă de optimizare a funcționării cubiloului [12].

Acest lucru impune, de urgență, dotarea cubilourilor cu aparate și instalații de măsură și control, fără de care orice control este imposibil.

Sisteme duplex de elaborare. Așa cum rezultă din tabelul 1, cubiloul este un agregat de elaborare care asigură cel mai ridicat grad de utilizare a energiei primare, fiind caracterizat printr-o mare capacitate de topire (are cea mai ridicată productivitate specifică).

Avînd însă în vedere o serie de neajunsuri, cum ar fi capacitatea scăzută de supraîncălzire, fonta neomogenă și cu grad ridicat de impurificare, cu conținut ridicat de sulf și fosfor etc., devine rațională includerea acestuia într-un sistem duplex.

Cubiloul are, în acest sistem, menirea de a asigura cantități mari de fontă lichidă, care apoi este prelucrată în alt agregat:

— cuptor cu inducție cu canal, atunci cînd se urmăresc acumulări și omogenizări chimice și termice ale fontei precum și supraîncălzirea acesteia;

— cuptor cu inducție cu creuzet, în cazul în care, în afara celor prezentate anterior, se impune și o corectare mai accentuată a compoziției chimice, în principal C, Si, Mn și, într-o oarecare măsură, sulful;

— cuptor electric cu arc, în care se realizează desulfurarea și defosforarea fontei.

Fonta obținută într-un asemenea sistem este de calitate mai bună (la același S_e), în special datorită rafinării și favorizării finisării grafitului.

Trebuie însă remarcat faptul că supraîncălzirile necontrolate ale fontei în cuptorul electric pot duce la urmări negative, respectiv la distrugerea germenilor de grafitizare. În aceste condiții, este favorizată apariția grafitului de subrăcire (tip *D*), ce promovează formarea feritei cu scăderea corespunzătoare a proprietăților mecanice ale fontei (tab. 3). În același timp, crește tendința de albire a fontei. Apare deci obligatorie modificarea grafitizantă a fontei elaborate în sistem duplex cubilou-cuptor electric, care permite o rafinare avansată a fontei, concomitent cu crearea (controlată) a germenilor de grafitizare, cu efecte pozitive asupra proprietăților fontei.

Deși comportă o investiție suplimentară, asemenea sisteme duplex sînt rentabile datorită reducerii consumului de energie, a rebutului, precum și ca urmare a creșterii gradului de utilizare a fontei (tab. 4).

În plus, mai trebuie avute în vedere și următoarele:

— se micșorează ponderea fontei brute și crește participația fierului vechi;

— încărcătura cubiloului nu mai conține feroaliaje, acestea fiind asimilate, cu pierderi mai mici, în cuptorul electric;

— realizarea mai ușoară a încărcăturii cubiloului, inclusiv cu fontă FAK;

Reducerea gradului de poluare a cubilourilor. Cubiloul constituie o sursă deosebit de importantă, în ceea ce privește poluarea mediului, cu atît mai mult cu cît în prezent aceste agregate au rămas înglobate în orașe.

O analiză efectuată în Europa și Japonia, în 1976, evidențiază faptul că în gazele de cubilou cantitatea de praf variază în limite deosebit de largi, respectiv 110 — 1 000 mg/Nm³ [17].

Cantitatea de praf din gaze este direct determinată de către productivitatea cubiloului și durata de funcționare a acestuia (fig. 4).

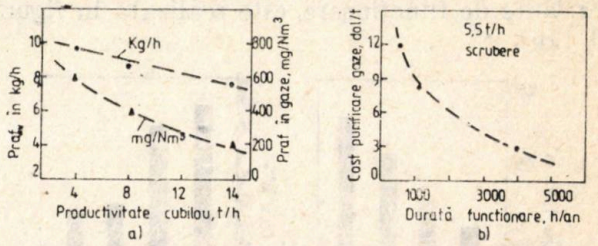


Fig. 4. Cantitatea de praf produs în cubilou (*a*) și costul purificării gazelor (*b*)

În general, la producerea unei tone de piese din fontă se produc: 10 — 50 kg praf; 150 — 300 kg CO; 0,8 — 1,0 kg SO_2.

Avînd în vedere faptul că la cubilourile mici se produce o mare cantitate de praf (8 — 16 kg/t la P < 5 t/h și 2 — 10 kg/t la P < 20 t/h), iar costurile instalațiilor de purificare nu pot fi amortizate, s-a ajuns la o dispariție în masă a acestor tipuri de cubilouri, fiind înlocuite cu cele de mare productivitate sau cu cuptoare electrice.

Tabelul 4

Proprietățile fontelor (nemodificate), elaborate în sistemul cubilou-cuptor cu canal

Caracteristicile fontei de evacuare din :	Compoziția chimică, %		Proprietățile mecanice		Structura	
	C	Si	R_m, N/mm²	*HB*	Grafit	Ferită
Cubilou	3,75	2,02	201	188	40—125 μm	10—20
Cuptor canal	3,75	2,20	177	176	5—10 μm	70—85

Tabelul 4

Caracteristicile sistemului dublu cubilou-cuptor cu canal

Consum combustibil convențional, kg/t				Cheltuieli, ruble/t		Coeficient scoatere, %		Investiție specifică, ruble/t	
Cubilou		Cubilou-cuptor cu canal		Cubilou	Cubilou-cuptor canal	Cubilou	Cubilou-cuptor canal	Cubilou	Cubilou-cuptor cu canal
4—6 t/h	25—30 t/h	4—6 t/h	25—30 t/h						
244	216	186	162	3,6	3,12	73,1	75,3	22,16	25,5

Analizînd situaţia din 661 turnătorii de fontă cu cubilouri din S.U.A., ce produc circa 9 mil. t fontă, se remarcă faptul că prin sisteme de purificare ce au costat 172,7 mil. dolari, în 1975 faţă de 1969, cantitatea de praf a scăzut de la 85 300 t la 10 000 t[19]. Acest lucru a fost posibil şi datorită eliminării cubilourilor mici, ce deveneau în aceste condiţii nerentabile. De la 4 800 cubilouri (1947), s-a ajuns la 2 000 (1972), respectiv 1 400 în 1980, în condiţiile creşterii continue a producţiei de fontă în cubilouri.

Într-o serie de ţări, normele privind purificarea gazelor au devenit deosebit de drastice. Astfel, în S.U.A., a fost adoptată o lege ce impune un grad ridicat de purificare a gazelor de la 12 la 98% pentru praf, respectiv de la 18 la 95% pentru CO [19].

Direcţiile generale de acţiune pentru reducerea gradului de poluare, urmate în întreaga lume, în principal după 1970, sînt:

— modernizarea cubilourilor, în sensul folosirii sistemului închis, ce asigură reducerea cheltuielilor cu purificarea la 1,75 dolari/t(4 000 h/an) şi 2,8 dolari (1 000 h/an) [19];

— realizarea de sisteme de elaborare dotate cu cubilouri de mare productivitate;

— promovarea tehnologiilor bazate pe consumuri reduse de cocs (aer cald, oxigen suplimentar, gaz metan etc.);

— extinderea sistemelor duplex de elaborare, caz în care cubiloul lucrează cu consum mai mic de cocs, la un regim termic scăzut;

— perfecţionarea sistemelor de purificare a gazelor, caracterizate însă prin costuri mari.

Concluzii

Cubiloul continuă să rămînă agregatul de elaborare ce asigură cea mai mare cantitate de fontă lichidă pentru turnătorii, motiv pentru care se impun de urgenţă măsuri în vederea modernizării acestuia.

În acest sens, în condiţiile din R. S. România, merită să fie luate în considerare în principal următoarele: extinderea cubilourilor cu aer redistribuit; recuperarea căldurii fizice şi chimice a gazelor; extinderea sistemului duplex (cubilou-cuptor cu inducţie); realizarea unor sisteme perfecţionate de reducere a gradului de poluare; introducerea oxigenului suplimentar; dotarea de urgenţă cu aparate de măsură şi control.

BIBLIOGRAFIE

[1] Podrzucki, C. şi Kalata, C. *Metalurgia i odlewnictwo zeliwa.* Katowice, Ed. Slask, 1976, 740 p.

[2] Ripoşan, I. şiSofroni, L. În: Metalurgia, Nr. 10 R.S.R. 1984. p.537

[3] Kleţkin, J. G. În: Liteinoe proizvodstvo, nr. 12, 1981, p. 5—7.

[4] Selby, M. În: Giesserei-Praxis, R.F.G., nr. 19—20, 1979, p. 379—392.

[5] Decrop, M. În: Hommes et Fonderie, Franţa, 1975, p. 19—24.

[6] * * * Foundry Management and Technology, S.U.A martie, 1980, p. 65—68.

[7] Kanicki, D. P. În: Modern Casting, S.U.A, aug. 1980, p. 42—48.

[8] Ripoşan, I, Chişamera, M. *Tehnologia elaborării şi turnării fontei.* Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1981.

[9] Ripoşan, I. În: Metalurgia, R.S.R. nr. 2, 1984, p. 109—112.

[10] Chaze, L. şi Sanz, R. În: Fonderie, Franţa, nr. 398, 1980, p. 141—160; nr. 399, p. 187—195, nr. 400, p. 231—256.

[11] Ripoşan, I. În: Metalurgia, R.SR., nr. 6, 1977, p. 318—323.

[12] Sofroni, L. Ripoşan, I. şi Cernat, C. A VI-a Conferinţă naţională de turnătorie, Bucureşti, 25—27 oct., 1973.

[13] Krause, U. şi Immekus, K. În: Hommes et Fonderie, Franţa, nr. 79, 1977, p. 24—32.

[14] Hicks, C. W. În: British Foundryman, Anglia, nr. 3, 1978, p. 61—66.

[15] Rowland, S. I. În: British Foundryman, Anglia, nr. 7, 1974, p. 187—195

[16] Stewart, L.D, Trammel, P. C. şi Hamilton, I. A. În: Giesserei-Praxis, R.F.G., nr. 22, 1981, p. 385—388.

[17] Fieder, Wolf. În: Freiburg Forschung, R.F.G., 87, 1976, p. 73—76.

[18] Kulaga, N.E. ş.a. În Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S. nr. 4, 1978, p. 42—43.

[19] Ogorednik, V. N. În: Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 2, 1976, p. 39—41.

[20] Miske, J. C. În: Foundry Menagement and Technology, S.U.A, dec. 1979, p. 42—50.

[21] Mănescu, I şi Guandl, F. A IX-a Conferinţă Naţională de turnătorie, mai, Bucureşti. lucr. 27 şi 28, secţia I, 1985.

CONFERINȚĂ

CONFERINȚA INTERNAȚIONALĂ DE METALURGIA PULBERILOR

24 — 26 septembrie 1985 — Dresda — R.D.G.

A VIII-a Conferință Internațională de Metalurgia Pulberilor din Republica Democrată Germană s-a desfășurat în perioada 24 — 26 septembrie 1985.

Această manifestare științifică a fost organizată de Institutul Central de Cercetare a Fizicii Solidelor și Materialelor din cadrul Academiei de Științe din Republica Democrată Germană. Organizarea s-a efectuat cu participarea membrilor de specialitate din C.A.E.R. (Kiev) și a Societății de Fizică din R.D.G.

Tematica conferinței s-a întocmit pe baza titulaturii „Materiale obținute prin tehnica metalurgiei pulberilor, principii fundamentale, elaborare și proprietăți".

Conferința și-a propus cu prioritate prezentarea contribuțiilor teoretice și experimentale la procesele de presare și sinterizare, la precizarea relațiilor între structura materialelor și proprietăților comprimatelor sinterizate, precum și discutarea obiectivelor de perspectivă. S-a urmărit includerea în program a unor lucrări privind materialele sinterizate pe bază de pulberi de fier, metalurgia pulberilor, oțelurile rapide, materialele de fricțiune și antifricțiune, aliajele dure și superaliajele pentru scule și repere speciale, inclusiv unele materiale ceramice.

Datorită complexității și varietății tematicii, lucrările au fost axate pe următoarele categorii de probleme :

— principii științifice ale metalurgiei pulberilor ;
— procesele de elaborare și presare a pulberilor ;
— teoria sinterizării și a proceselor de sinterizare ;
— structura și proprietățile materialelor sinterizate ;
— aliaje dure, metale dure și materiale ceramice.

Cele două „mese rotunde", având ca teme „progrese în domeniul teoriei sinterizării și aplicațiilor practice" și „materiale pentru scule de așchiere", au fost prezidate de F. Thammler din Karlsruhe și, respectiv, de P. Ettmayer din Viena.

Pe aceeași linie s-au purtat și discuțiile pe marginea materialelor documentare afișate (POSTER), respectiv producerea și presarea pulberilor, teoria sinterizării, structura și proprietățile materialelor sinterizate, aliaje dure-metale dure-ceramice.

Dintre referatele cu caracter teoretic și productiv prezentate de participanți, sînt de reținut :

— Rezultate recente obținute în procesul de sinterizare activată (W. Sohatt — Universitatea tehnică Dresda). Experimentările au fost efectuate într-un sistem pe bază de Cu și se discută efectul pozitiv al unor elemente de tipul W—Ni asupra parametrilor tehnologici ai fazei de sinterizare.

— Dezvoltarea metalurgiei pulberilor sub aspectul productiv la Uzinele VEB—EHW Thale (B. Reichmann de la VEB—Eisen und Hüttenwerke Thale). S-au detaliat o serie de indici de producție la nivel 1985, în domeniul fabricației pulberilor de fier.

Sînt menționate avantajele aplicării procedeului de pulverizare cu jet de apă, fiind în curs cercetări la Universitatea tehnică din Dresda pentru îmbunătățirea procedeului, care pot duce la o creștere a greutății specifice (7 g/cm^3), la o puritate tehnică ridicată și o siguranță în reproductivitatea calității pulberii de fier.

Materialele sinterizate pe bază de pulberi de fier au făcut obiectul unor referate de interes tehnico-științific, cu aspecte privind proprietățile de deformare plastică, tribologice și relația dintre microstructură și proprietățile fractografice. Dintre acestea se menționează :

— Teoria deformării plastice a materialelor sinterizate poroase (P. A. Vitjas, V. K. Seleg ș.a. din Minsk—U.R.S.S.) care detaliază mecanismul transformării volumelor ocupate de pori în operația de deformare.

— Rezistența la tracțiune și tribologie a materialelor sinterizate pe bază de pulberi de fier (I. M. Fedorcenko, A. E. Kuscevsky ș.a. Kiev—U.R.S.S.). Se expun rezultatele experimentărilor interesante, în special cele privind factorul critic Kic — ca element determinant în corelația dintre proprietățile fizico-mecanice și cele tribologice.

În ceea ce privește rezistența la oboseală a produselor sinterizate pe bază de pulberi de fier, precum și fragilitatea acestor materiale, sînt prezentate mai multe referate, dintre care se reține :

— Asupra rezistenței la oboseală a materialelor sinterizate din pulberi de fier (B. Kubiki — Varșovia — R.P.P.). Se apreciază ca preponderentă cunoașterea mecanismului de contracție și a mărimii porilor pentru care s-a detaliat un model de analiză statistică.

— Structura — rezistența ca model pentru un sistem de determinare a ductilității materialelor sinterizate (S. Siegel-W-Hermel-Institutul Central de Cercetare a Fizicii Solidelor și a Materialelor din Academia de Științe-Dresda-R.D.G.). Numeroase diagrame punctează teoretizarea acestor aspecte.

Unele referate au abordat ca temă oțelurile sinterizate dintre care se amintesc :

— Cercetări recente asupra oțelurilor sinterizate slab aliate (F. Thüler, R. Oberacker, Karlsruhe), în care se analizează în fază de laborator influența conținuturilor de Mo CrMn, Mo-V-Mn, Mo-Mn și Si-Mn asupra oțelurilor.

— Aprecieri asupra superelasticității oțelurilor rapide obținute prin metalurgia pulberilor (M. Sorsorov, T. A. Cermysova ș.a. Moscova — Tula, U.R.S.S.).

În domeniul aliajelor dure pe bază de WC și pe bază de TiC, s-au făcut cunoscute rezultatele a numeroase cercetări, dintre care se enumeră :

— Influența structurii asupra proprietăților aliajelor dure sinterizate, pe bază de WC-Co (J. Dusza, L. Parilak-Kosice-R.P.P.).

— Utilizarea valorii coeficientului de rezistență la rupere K10 ca un criteriu pentru optimizarea utilizării aliajelor dure de tip WC-Co la diferite temperaturi (N. K. Konovalenko-Institutul de Materiale — Kiev — U.R.S.S.).

— Aliaje dure pe bază de carbonitrură de titan (K. Muller, A.-Beger-Dresda). Referatul este în final completat cu o sugestivă diagramă comparativă a comportării diferitelor materiale dure pe bază de WC cu cele pe bază de TiCN, la așchierea oțelurilor.

— Deformarea metalelor dure la temperaturi ridicate (M. Komak, S. Novak — Lyubliana — Iugoslavia). Referatul prezintă o serie de experimentări privind comportarea aliajelor de tip TiC-Mo-Ni la temperaturi de 800—1 000°C.

Materialele supuse discuției pe bază de afișaj (POSTER) au fost grupate pe următoarele categorii: producerea și presarea pulberilor, teoria proceselor de sinterizare, structura și proprietățile materialelor, aliaje dure, metale dure și ceramice.

La nivel ridicat s-au purtat discuțiile în cadrul mesei rotunde cu tema : „Materiale pentru scule de așchiere", condusă de P. Ettmayer — Viena, ocazie cu care s-au conturat o serie de direcții actuale în specialitate.

Delegația din R.S.R. a intervenit cu discuții pe marginea unor referate de aliaje dure sinterizate, cu această ocazie prezentîndu-se realizările în domeniul utilizării unor astfel de materiale în tehnologia de fabricație a rulmenților.

Din cele de mai sus, rezultă că simpozionul a avut o tematică foarte largă, tehnica metalurgiei pulberilor fiind aplicată în prezent în domenii variate, atît ca elaborare cît și ca aplicații industriale.

Deși considerate ca produse clasice, materialele sinterizate pe bază de pulberi de fier — materii prime, procese tehnologice, aplicații — continuă să fie în centrul preocupărilor cercetătorilor din R.D.G., C.S.R. și U.R.S.S., punîndu-se accentul pe elaborarea de noi compoziții de oțeluri aliate și rapide. Se confirmă astfel corectitudinea planului de perspectivă al cercetătorilor din R.S.R.

În domeniul aliajelor dure, s-au făcut cunoscute preocupările axate în special pe sistemele de perfecționare a controlului proceselor tehnologice de sinterizare a aliajelor de tip WC-Co, precum și în dezvoltarea gamei de compoziții pe bază de TiC, ca înlocuitoare parțiale a celor pe bază de WC.

Presarea izostatică se impune ca un proces asimilat de majoritatea țărilor, ceea ce duce la impulsionarea execuției de utilaje corespunzătoare și în R.S.R.

P. Herșcovici

REVISTA REVISTELOR

Neue Hütte, R.D.G., nr. 9, 1985

Strategia îmbogăţirii mai avansate a materiilor prime şi materialelor metalurgice — baze şi direcţii principale, p. 321 — Intensificarea procesului de producţie şi reducerea relativă a preţului de cost, p. 329 — Planificarea optimă a producţiei şi îndeplinirea obiectivelor în secţiile de laminoare, p. 332 — Pregătirea deşeurilor de fier vechi prin procedeul de tăiere termică, p. 335 — Rolul combinatului VEB Kombinat Metallaufbereitung la recuperarea mercurului, p. 337 — Asupra creşterii rentabilităţii sistemului de colectare şi pregătire a fierului vechi provenit de la aparatura electronică, cu conţinut de metale nobile, p. 340 — Tensiunea superficială şi comportarea la umectare a zgurelor de furnal lichide cu conţinut de $CaO-Al_2O_3-CaFe_2$, p. 341 — Structura bifazică a oţelurilor microalitate cu vanadiu, p. 345 — Studii asupra comportării la precipitare a oţelului X5 Cr NiTi 26.6 cu accent deosebit pe sudare, p. 349 — Comportarea unui oţel de construcţii bainitic cu rezistenţă superioară sudabil, în condiţii de simulare a sudării, p. 349 — Studiu asupra comportării la precipitare a carbonitrurii de niobiu a unui oţel de construcţii de înaltă rezistenţă sudabil, pe parcursul unor cicluri de încălzire la sudare, în funcţie de principiile termomecanice şi termice, p. 350 — Contribuţie la determinarea cantitativă a precipitării titanului şi niobiului în oţelurile de construcţie de înaltă rezistenţă sudabile, p. 350 — Fabricarea materialelor conpozite cu mai multe straturi sub formă de tablă şi bandă, p. 351 — Echipament tehnic şi tehnologii pentru prelucrarea metalelor în uzina de forjat Freibergsdorf, p. 354 — Punerea în funcţiune a celei de-a doua instalaţii KOSTE (de insuflare a prafului de cărbuni în furnal) în uzina VEB Maxhütte Unterwellenborn, p. 357 — Cel de-al 26-lea colocviu asupra metalelor din Freiberg, p. 357 — Consultaţia internaţională „fizica metalelor", 1985, p. 357 — Cărţi noi, p. 358.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 6, 1985

Reducerea gazoasă a wustitei cu H_2, CO şi amestecuri H_2CO, p. 449 — Mişcarea ondulatorie a băii de metal în convertizorul cu insuflare prin fund, p. 459 — Răcirea ţaglelor calde cu jet de aer şi ceaţă atomizată, p. 467 — Dezvoltarea dispozitivului de răcire a ţaglelor cu jet de ceaţă şi performanţele acestuia, p. 475 — Factori care afectează precizia grosimii tablei şi influenţa lor asupra planităţii tablei, p. 482 — Sistem de control distribuit pentru cuptorul de recoacere a rulourilor, p. 489 — Formarea de carburi lamelare în timpul oboselii la contactul de laminare în cazul oţelurilor cu conţinut mare de carbon aliate cu crom pentru lagăre, p. 496 — Condiţia critică microscopică pentru iniţierea desfacerii îmbinării oţelului pentru recipiente sub presiune, sudate prin suprapunere, p. 505 — Aplicarea sudării prin difuziune la aliajele cu titan pentru avioane, p. 513 — Rezumatul simpozionului ţinut la cea de-a 108-a Consfătuire a Institutului Internaţional de siderurgie în octombrie 1984, p. 521 — Dispozitiv pentru măsurarea strălucirii zonei de combustie a furnalelor, p. 531 — Sensori cu oxigen cu durabilitate mare pentru fonta lichidă şi zgură, p. 532 — Simulator cu ciclu pentru îngheţarea sudurii, p. 335.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 7, 1985

Progrese în siderurgia Japoniei în ultimul deceniu. Conjunctura mondială şi influenţa sa asupra tehnologiei. Modificări în structura consumului de energie p. 541 — Măsuri pentru economisirea de energie, p. 545 — Utilizarea pe scară largă a calculatoarelor, p. 548 — Îmbunătăţirea mediului înconjurător, p. 551 — Tehnologii şi teorii privind elaborarea fontei, p. 555 — Materii prime şi combustibili, p. 571 — Tehnici de funcţionare a furnalului, p. 599 — Feroaliaje, p. 618 — Zgură, p. 621 — Tehnologii şi teorii privind elaborarea oţelului, p. 627.

Stal, U.R.S.S., nr. 6, 1985

Tehnologia de prelucrare metalurgică a minereurilor cu conţinut de fosfor, p. 4 — Particularităţile de reducere şi de carburare a aglomeratului şi peletelor în furnalele moderne, p. 9 — Optimizarea parametrilor tehnologici de obţinere a peletelor cu bazicitatea de 1,2 din concentrate îmbogăţite ale minereurilor de oxizi de Krivoi-Rog, p. 12 — Creşterea temperaturii aerului insuflat în furnale, p. 14 — Eficienţa obţinerii unor lingouri de mare tonaj prin metoda turnării porţionate electrice sub zgură, p. 20 — Îmbunătăţirea tehnologiei de turnare a oţelului şi a calităţii lingourilor, p. 23 — Analiza condiţiilor optime de răcire a lingourilor din oţel SH15 cu secţiune pătrată mică în cazul turnării continue, p. 26 — Influenţa introducerii calciului asupra proprietăţilor ţaglelor turnate continuu pentru ţevi, p. 32 — Creşterea rezistenţei la exploatare a cristalizorului de la turnarea continuă, p. 33 — Măsurarea cu sondă a temperaturii băii convertizorului, p. 36 — Creşterea gradului de extracţie a manganului la elaborarea manganului metalic modificat cu fier, p. 38 — Obţinerea varului utilizat la fabricarea ferocromului cu conţinut scăzut de carbon, p. 41 — Dezvoltarea tehnologiei de fabricaţie a profilelor laminate în ţările membre ale C.A.E.R., p. 44 — Căi de mărire a rezistenţei cilindrilor de laminor, p. 52 — Mărirea capacităţii de funcţionare a utilajului mecanic de la slebingul 1150, p. 54 — Studierea uzurii cilindrilor de îndoire a profilelor, p. 56 — Studierea întinderilor între caje la laminarea continuă a tablelor, p. 58 — Calculul calibrării sculei de la laminorul de formare a ţevilor, în vederea fabricării ţevilor din oţeluri inoxidabile, p. 59 — Modificarea grosimii pereţilor ţevilor la reducere în cazul întinderilor inegale în cele două sensuri, p. 60 — Calitatea sîrmei laminate din oţel pentru rulmenţi după o răcire în două etape, p. 62 — Tensiunile remanente în capetele pieselor de fixare la refularea cu torsiune, p. 64 — Revenirea la temperaturi joase a oţelurilor beton sudabile de înaltă rezistenţă din clasele A—IV—A—V, p. 65 — Experienţa fabricării oţelurilor pentru matriţe laminate la rece cu structură feritomartensitică, p. 68 — Tratamentul termic împotriva fulgilor laminatelor, p. 71 — Problemele elaborării planurilor lunare optime cu privire la executarea comenzilor de oţeluri de calitate superioară, p. 76 — Sistem automatizat de comandă a sectorului cu cuptoare cu clopot cu conducere adaptată la recoacerea metalului, p. 79 — Analiza intensităţii încălzirii oţelului în cuptoare cu vatră păşitoare, p. 81 — Normativele de calitate a apei în sistemele fără scurgere de alimentare cu apă a epuratoarelor de gaze de la agregatele metalurgice, p. 84 — Canalele de evacuare a gazelor la convertizoarele cu oxigen şi căile de perfecţionare a acestora, p. 87.

Stal, U.R.S.S., nr. 7, 1985

Îmbunătăţirea indicatorilor de calitate ai cocsului în condiţiile materiilor prime existente pentru încărcătura furnalului, p. 4 — Stabilizarea compoziţiei chimice a produselor de topire pe circumferinţa furnalelor cu volum mare, p. 5 — O nouă sondă de măsurare pentru cercetarea cîmpurilor de temperatură în furnale, p. 8 — Utilizarea la elaborarea în convertizor a zgurei de la fabricarea ferosiliciului, p. 10 — Elemente ale conducerii cu circuit închis în sistemul automatizat de comandă a elaborării în furnal, p. 11 — Turnarea oţelurilor necalmate cu conţinut scăzut de carbon, utilizînd brichete zgurifiante intensificatoare ale fierberii, p. 14 — Îmbunătăţirea calităţii suprafeţei sleburilor turnate continuu, p. 16 — Modificarea oţelului cu calciu şi bariu, p. 19 — Suflarea oţelului cu argon în oală sub zgură tehnologică, p. 23 — Utilizarea neutralizatoarelor de zgură la vidarea oţelului, p. 24 — Experienţa industrială de obţinere a varului în cuptoare rotative, p. 25 — Degazarea metalului prin vidarea porţionată, p. 28 — Intensificarea asimilării cromului la elaborarea oţelului rezistent la coroziune, p. 31 — Creşterea rezistenţei bolţii răcite cu apă a unui cuptor electric de 100 t, p. 32—Lubrifiant tehnologic pentru dresarea meta

lului, p. 42 – Adaosuri care formează complecşi la amestecurile de apă-ulei pentru mărirea purităţii suprafeţei tablei subţiri la laminare, p. 43 — Studierea stabilităţii termooscilante a mijloacelor de lubrifiere tehnologice în cazul laminării la rece cu viteză mare, p. 45 — Folosirea adaosurilor bactericide la protejarea lichidelor de ungere şi răcire de atacurile microbiene, p. 48 — Calculul cîmpurilor de temperatură în cazul sudării cu arc electric a ţevilor inoxidabile cu încălzire prin curenţi de inducţie, p. 50 — Îngroşarea capetelor ţevilor pe maşinile orizontale de forjare cu echipamente de compensare, p. 53 — Experienţa vopsirii ţevilor de extracţie pe linia LPT-150, p. 55 — Evidenţa pe calculator electronic a portofoliului de comenzi pentru ţaglele de ţevi, cu determinarea lungimii opime a acestora, p. 56 — Utilizarea unei instalaţii cu vid pentru lubrifierea cablurilor din oţel, p. 59 — Intensificarea procesului de aplicare a acoperirilor în mai multe straturi pe sîrmă, p. 61 — Stabilirea vitezei optime de trefilare pe maşini de trefilare de tip liniar, p. 62 — Influenţa factorilor metalurgici asupra calităţii oţelurilor de matriţe pentru deformarea la cald, p. 65 — Influenţa temperaturii şi a gradului de deformare asupra proprietăţilor ţevilor din oţel 12H18N10T, p. 69 — Perfecţionarea tehnologiei de fabricaţie a oţelului 15H18N12 C4TIu, p. 73 — Perfecţionarea construcţiei cuptorului şi a tehnologiei de obţinere a pulberii de fier, p. 77 — Prognozarea necesarului economiei naţionale de piese metalice şi de oţel calibrat, p. 79 — Planificarea reducerii costului produselor după factorii tehnico-economici, p. 82 — Exploatarea glisierelor din aliaje refractare pe bază de crom în cuptoarele de încălzire din secţiile de laminare, p. 86 — Cerinţe faţă de calitatea apei pentru sistemele închise de alimentare cu apă a liniilor de laminare la cald, p. 89 — Elaborarea şi introducerea regimului de funcţionare a turbinei de gaz fără compresie de utilizare cu gaze reci de furnal, p. 93.

Stal, U.R.S.S., nr. 8, 1985

Studierea procesului de elaborare a fontei de afinare în furnal, p. 5 — Caracterul optim şi eficienţa regimurilor tehnologice ale elaborării în furnal, cu utilizarea prafului de cărbune, p. 12 — Funcţionarea furnalului de 2000 m³ de la combinatul metalurgic Novo-Lipeţk, în cazul unei concentraţii de 40 % oxigen în aerul insuflat, p. 17 — Tehnologii de economisire a energiei la elaborarea oţelului la C. M. Novo-Lipeţk, p. 20 — Prelucrarea complexă a fontei fosforoase, cu obţinerea unui oţel de calitate şi a zgurei fosfatice condiţionate, p. 22 — Mărirea rezistenţei lăncilor de suflare a oxigenului răcite cu apă, p. 24 — Creşterea ponderii de deşeuri de metal în încărcătura convertizoarelor prin utilizarea materialelor solide cu conţinut de carbon, p. 27 — Prognozarea calităţii semifabricatului turnat continuu, p. 29 — Elaborarea oţelului 03H21N21M4GB cu utilizarea afinării sub vid cu oxigen, p. 30 — Elaborarea oţelului de construcţii prin procedeul cu o singură zgură, p. 34 — Influenţa unor factori asupra tehnologiei de elaborare a feroaliajelor în cuptoare electrice, p. 35 — Profile economice pentru construcţia de maşini agricole, p. 42 — O nouă tehnologie de turnare a valţurilor de măcinat cereale, p. 44 — Elaborarea şi asimilarea tehnologiei de fabricaţie a profilelor îndoite în formă de U, pentru construcţia de maşini agricole, p. 47 — Cilindri cu durabilitate ridicată pentru laminarea tablelor subţiri, p. 49 — Rezistenţa în exploatare a cilindrilor de sprijin de la laminorul continuu de benzi late, p. 50 — Mărirea duratei de funcţionare a cilindrilor de sprijin de la linia de laminare la cald 2000, p. 53 — Utilizarea cilindrilor de laminor uzaţi, prin restrunjirea pe alte tipodimensiuni, p. 55 — Fabricarea ţevilor sudate electric cu diametru mic, pentru construcţia de maşini agricole, p. 57 — Influenţa degroşărilor micşorate la vîrful dornului asupra calităţii eboşelor, consumului de energie şi productivităţii laminorului perforator, p. 58 — Studierea plasticităţii oţelului 12H18N10T la fabricarea ţevilor laminate la rece, p. 61 — Organizarea fabricării industriale a sitelor pentru morile de mare productivitate, p. 64 — Site pentru maşinile orizontale de decorticat de la ansamblurile de mori, p. 67 — Studierea solicitărilor la laminorul liniar de tras cu acţionare prin cablu, p. 64 — Elaborarea tehnologiei de fabricaţie a tablei groase din oţel 03H18N14M3 pentru instalaţiile de uree, p. 70 — Oţel slab aliat cu plasticitate ridicată pe grosimea laminatelor pentru construcţii de rezistenţă sudate, p. 73 — Tratamentul de revenire a cilindrilor de fontă pentru laminarea la cald, p. 77 — Nodulizarea pulberilor în arc cu plasmă, p. 79 — Perfecţionarea organizării producţiei în întreprinderile metalurgice, p. 83 — Alegerea pasului transportorului cu role la cuptoarele cu secţiuni pentru ţevi, p. 88 — Influenţa diferenţelor de grosime a pereţilor tablei rolelor de la cuptoare asupra rezistenţei acestora, p. 89 — Estimarea parametrilor de energie şi de forţă ai procesului electrostimulator de trefilare, p. 92.

Iz. VUZ Ciornaia metallurghia, U.R.S.S., nr. 6, 1985

Termodinamica sistemelor de oxizi de fluoruri, cu mai multe componente, p. 1 — Energetica interacţiunilor în topiturile lichide care conţin diferite elemente care formează o reţea de ioni, p. 5 — Studierea numerică a procesului transferului de masă şi de căldură la arderea calcarului, p. 8 — Cercetarea legităţilor aglomerării şi ale durificării peletelor din concentratele de Komstomukşsk, p. 11 — Studierea legităţilor de repartizare a materialului pulverulent neomogen, p. 15 — Metodica de stabilire a traiectoriei jetului de aer scurs din gurile de vînt ale furnalelor, p. 19 — Rezistenţa peletelor reduse, p. 23 — Studierea proprietăţilor metalurgice ale peletelor de Kacikanarsk, p. 26 — Particularităţile tratamentului porţionat sub vid al oţelului silicios cu conţinut deosebit de mic de carbon, p. 30 — Influenţa regimului de zgură din perioada de topire a şarjei Martin asupra conţinutului de hidrogen în metal, p. 34 — Particularităţile decarburării fierului în cazul unor concentraţii ridicate de azot şi hidrogen, p. 38 — Starea de tensiune-deformare a metalului la matriţarea în matriţe închise cu calibru de compensare, p. 46 — Modelul termic al unui corp cu mai multe straturi, la laminare, p. 49 — Linia critică şi raza în focarul instantaneu de deformare în cazul laminării cu mai multe fire pe laminorul de laminare-matriţare, p. 52 — Optimizarea sistemului de reglare colectivă a grosimii şi profilului laminatului, p. 56 — Metodica de calcul al interstiţiului dintre cilindrii cajelor în sistemul automatizat de reglare iniţială a laminorului, p. 58 — Modelarea matematică a curgerii în volum a mediilor plastic-rigide care se durifică, p. 62 — Modificarea formei capetelor laminatelor la laminarea cu cilindri profilaţi, p. 67 — Conducerea planităţii foliei prin încovoierea hidraulică a cilindrilor de lucru, p. 70 — Trefilarea cu încărcarea prin vibraţii, p. 72 — Influenţa parametrilor de atomizare sub presiune asupra formării stratului de lubrifiant tehnologic în ţeavă, p. 74 — Modelarea procedeelor termice nestaţionare prin metoda elementelor finale, p. 78 — Particularităţile degradării capetelor şinelor călite în volum în cazul unor solicitări ciclice, p. 82 — Influenţa manganului asupra cristalizării oţelurilor cu conţinut scăzut de carbon, p. 85 — Rezistenţa electrică specifică a aliajelor binare de fier cu aluminiu la temperaturi înalte, p. 89 — Influenţa regimului de recoacere asupra dedurificării oţelurilor rapide revenite şi călite în prealabil, p. 95 — Tratamentul termomecanic la temperaturi înalte al oţelurilor de construcţii turnate, p. 96 — Rezistenţa oţelurilor aliate complex cu conţinut mare de mangan, p. 99 — Creşterea rezistenţei de exploatare a accesoriilor pentru matriţarea în regim de impulsuri, p. 103 — Alegerea unei compoziţii chimice optime a rolelor turnate din fontă în vederea funcţionării acestora în pereche cu cablul de ridicat, p. 107 — Condiţiile de obţinere a pieselor turnate din oţel, durificate prin utilizarea fontei rezistente la uzură, p. 110 — Unele proprietăţi şi algoritmul controlului indirect al cîmpurilor de temperatură ale corpurilor masive în perioada de menţinere la o temperatură constantă a cuptorului, p. 114 — Metoda identificării modelului de formare a ţunderului, p. 116 — Stabilirea coeficientului de conductibilitate termică prin viteza de propagare a ultrasunetelor, p. 119 — Dimensiunile critice ale corpurilor în problemele conductibilităţii termice nestaţionare, p. 123 — Utilizarea metodei temperaturii medii la cercetarea procedeelor de răcire a suprafeţelor cu temperaturi înalte, p. 127 — Schimbul de căldură prin radiaţii în cavitatea cilindrică, ţinînd seamă de pierderile de căldură prin peretele lateral, p. 131.

Leipziger Messe

Deutsche Demokratische Republik

16.–22.3.1986

TIRGUL DE LA LEIPZIG
Republica Democrată Germană
de la 16 la 22.3.1986

Centrul comercial mondial Leipzig vă oferă, într-un singur loc şi în numai şapte zile:

- Tratative în domenii reprezentative ale industriei R.D.G.
- Incheierea de afaceri şi contacte cu parteneri comerciali din întreaga lume
- Informaţii şi tehnologii de înaltă productivitate în ramura industrială care vă interesează

Tema Tîrgurilor de la Leipzig, ediţiile anului 1986: "Utilaje de înaltă productivitate care asigură economisirea materialelor şi a timpului de lucru şi tehnologii ale construcţiei de maşini"

Pentru comerţ internaţional şi progres tehnic!

Invitaţii pentru Tîrg şi informaţii puteţi obţine la O.N.T. "Carpaţi" sau la Reprezentanţa comercială a Ambasadei R.D.G. în R.S.România, str. Dumbrava Roşie nr. 4, Bucureşti. O.N.T. "Carpaţi" organizează călătorii pentru grupe de experţi cu participare gratuită la conferinţele de specialitate şi la vizitarea Tîrgului cu ghizi specializaţi

Publicom

1966 APR 1 7

E 3280

R 1986 MAR 14

REFERATIVA

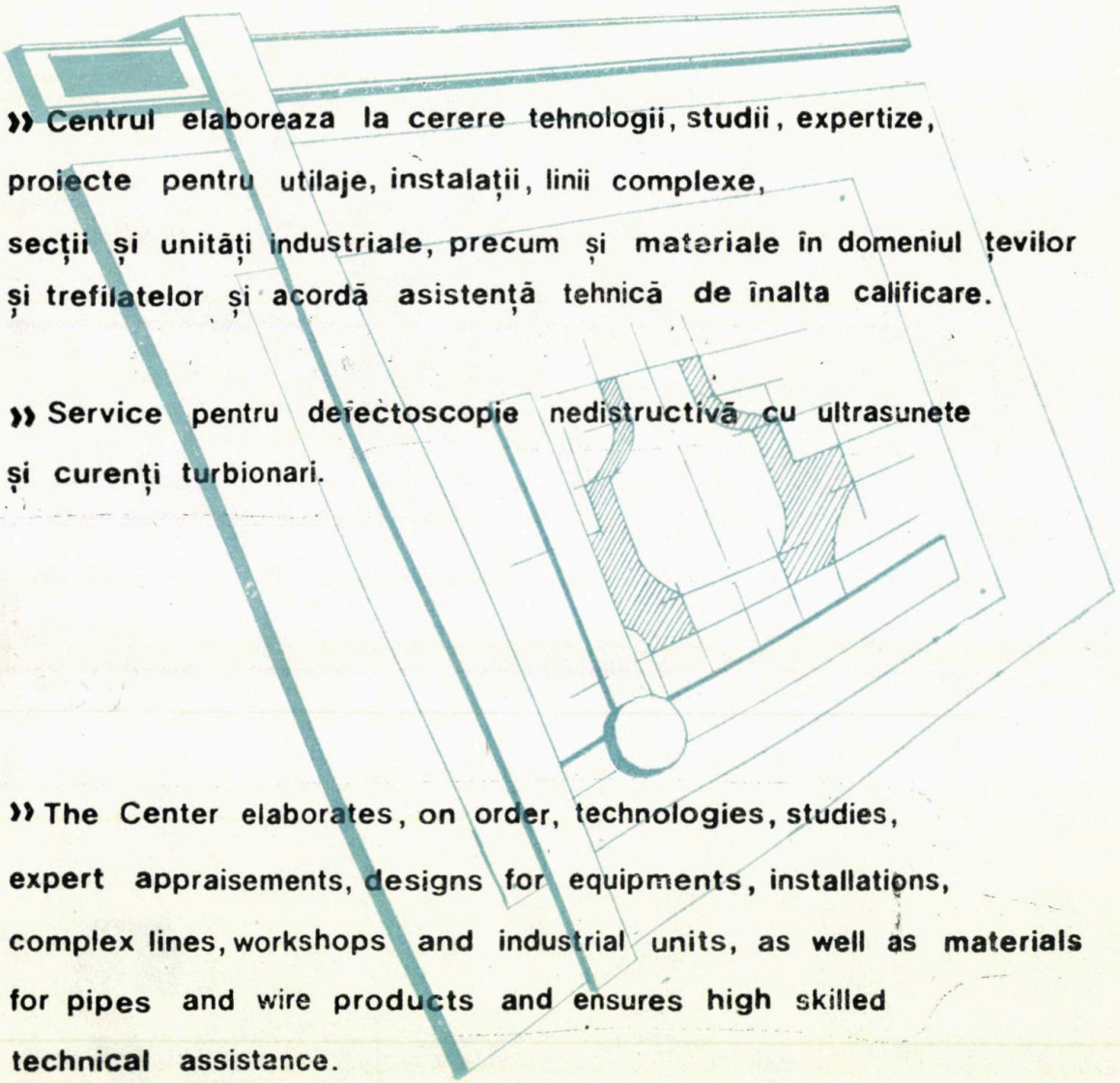
METALURGIA

2

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XXXVIII • NR. 2 • FEBRUARIE 1986

CENTRUL DE CERCETARI SI PROIECTARI PENTRU FABRICATIE DE TEVI SI TREFILATE

DESIGN AND RESEARCH CENTER FOR PIPE AND WIRE PRODUCTS MANUFACTURIN



» Centrul elaboreaza la cerere tehnologii, studii, expertize, proiecte pentru utilaje, instalații, linii complexe, secții și unități industriale, precum și materiale în domeniul țevilor și trefilatelor și acordă asistență tehnică de înalta calificare.

» Service pentru defectoscopie nedistructivă cu ultrasunete și curenți turbionari.

» The Center elaborates, on order, technologies, studies, expert appraisements, designs for equipments, installations, complex lines, workshops and industrial units, as well as materials for pipes and wire products and ensures high skilled technical assistance.

» Service for ultrasonic and eddy current non-destructive testing

Bulevardul Muncii nr. 256 sect. 2 București ROMANIA

Telefon : 277 09

METALURGIA

Anul 38 Nr. 2 Februarie 1986

CUPRINS

Forizs, Șt., Mazur, Margareta, Marcu, T. și *Bilțăr, D.*: **Observații privind comportarea dozatoarelor gravimetrice cu bandă la alcătuirea șarjei de cocsificare** 61

Gavăț, C., Mircescu, I., Mușa, Maria, Manolache, A. și *Popescu, D.*: **Cercetări privind cauzele formării lipiturilor pe pereții camerelor de cocsificare** 64

Alexandru, C.: **Instalație pentru determinarea bazicității zgurelor metalurgice** 68

Chira, I., Sofroni, L., Ripoșan, I. și *Brabie, V.*: **Cercetări privind asimilarea aliajelor feroase cu 1,4 — 2,3 % C (tip ADAMIT) utilizate pentru turnarea cilindrilor mari de laminor** 70

Popescu, V. I., Drăghici, S., Cojocaru, G., Tămâjdan L., Goldan, I., Butnaru, S., și *Moglan, D.*: **Forjarea cu răcire prealabilă** 74

Chiriac, C. și *Popescu, C.*: **Cercetări experimentale cu privire la starea tensiunilor care apar în timpul forjării pe mașinile radiale** 78

Trușculescu, M., Cucuruz, R. și *Pascu, R.D.*: **Morfologia fazelor bronzului CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti tratat termic** 82

Wanyorek, C.: **Difuzia în procesele de dizolvare-precipitare, de creștere-coalescență a particulelor dispersе. Fluctuația în procesele evolutive** 86

Samoilă, G. și *Pleoți, M.*: **Studiul comportării ca inhibitor de coroziune a produsului D5, la aditivarea agenților de decapare a metalelor** 90

Bălu, Pia, Ciucu, I. și *Ciucu, Victoria*: **Model matematic pentru determinarea pierderilor termice prin vatra și pereții laterali ai cuvelor de electroliză a aluminiului** 92

Atanasiu, N.: **Aplicațiile microscopiei electronice în studiul defectelor materialelor semiconductoare** 94

Documentare 67

Revista revistelor 69, 73, 77, 81, 101

COLEGIUL DE REDACȚIE

NECULAI AGACHI, PIA BĂLU, GHEORGHE BUJGOI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, TRAIAN DUMITRESCU, MIHAIL ENACHE, SUZANA GĂDEA, CONSTANTIN IONESCU, PETRE MARCU, ION MOLDOVAN, MIHAI NICULESCU, IULIU OVESEA, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENTIE SOFRONI — președintele colegiului, CORNEL STĂNESCU, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU, CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU, CORNELIU VELINCOV, VASILE VULCU

Tehnoredactor : EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex : 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.6.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I. P. „Informația" — c. 1787

CONTENTS

DC : 662.741.3

Forizs, Șt., Mazur, Margareta, Marcu, T. and Bilgăr, D. : **Considerations on the behaviour of strip gravimetric dosimeter at the formation of coking charge**

The ensurance of coke constant quality in the case of balanced compositions depends on the dosing accuracy of the components existing in the coking charge.

The analysis of the operation of extracting strip gravimetric dosimeter has shown that, for specific compositions, these dosimeters do not ensure the necessary dosing accuracy.

The authors point out the practical ways of ensuring the necessary dosing accuracy.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 61—63

DC : 662.74

Gavăț, C., Mircescu, I., Mușa, Maria, Manolache, A. and *Popescu, D.* : **Researches on the reasons of the formation of stickings on the coking chamber walls**

The paper aims at studying the formation of meltings or stickings on the walls of coking chambers, under certain conditions of temperature and battery sealing and for certain coal types introduced in the coking formulas.

The experiments were made on 14 types of coal under the conditions of the coking chambers in the batteries as well as under laboratory conditions.

The results which have been obtained allow to establish which types of coal form stickings on the silica brick walls of the coking chambers, under battery operation conditions.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 64—67

DC : 662.613.1

Alexandru, C. : **Laboratory installation for the determination of metallurgical slag basicity**

The author intended to make several considerations on the definition of the basicity properties of metallurgical slags.

In the final part the paper presents the circuit diagram of the laboratory installations as well as its operation mode.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 68—69

DC : 621.74.03

Chira, I., Sofroni, L., Riposan, I., Brabie, V. : **Researches on the assimilation of 1,4—2,3 % C Adamit ferrous alloys used for large rolling mill roll casting**

The paper presents the studies carried out with a view to assimilating high carbon (1,4—2,3 % C) hypereutectoid, chrome, nickel and molybdenum medium alloyed Adamit special steels, used in the casting of large rolling mill rolls. This alloy has a high wear resistance at mechanical and abrasive friction. Unlike white cast irons currently used for casting these parts, this alloy has a satisfying resilience, which leads to a low specific consumption.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 70—73

DC : 621.73

Popescu, V.I. : **Previous cooling forging process**

On the basis of the results obtained as a consequence of the previous cooling forging tests — as compared to conventional forging — the author noticed that, for the forging process with equal diffusion bonding or with a higher diffusion bonding than 2.5, the difference between the mechanical property values obtainded by the two processes is insignificant. On the contrary, for the small diffusion bonding, the welding of material defects is produced with a higher intensity when applying previous cooling forging, thus improving mechanical properties.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 74—77

DC : 621.975

Chiriac, C. and *Popescu, C.* : **Experimental researches on the tension state which appear during forging on radial machines**

The results obtained as a consequence of the experiments has shown that for semiproducts forged only on rotative machines the central area is deformed only under the influence of elongation and the mechanical characteristics are lower.

It results that, for the parts and the semiproducts which require high mechanical characteristics, it is better to use conventional facilities, beside radial machines. In the case of parts for which the mechanical properties have a smaller influence, the forging process may be carried out only on radial machines, that is with a higher productivity and higher cost.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 78—81

DC : 669.35.71 : 621. 78

Trușculescu, M., Cucuruz, R.L., Pascu, R.D. : **The morphology of heat treated CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti bronze phases**

The authors present the studies on the transformation critical points and structural modifications induced by primary and secondary heat treatment, applied to aluminium.

The authors describe the phase transformation mechanism after pendulating quenching and tempering after quenching.

The authors suggest to apply the pendulating quenching (RPV versions) and quenching from 950°C, followed by tempering from 550—650°C, with a view to obtaining the structural phases which will ensure better mechanical characteristics.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 82—85

DC : 669.017

Wanyorek, C. : **Diffusion in precipitation and dissolution processes and in growth coalescence processes of dispersed particles. Fluctuation in evolutive processes**

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 86—89

DC : 620.197: 3

Samoilă, G. and *Pleoți, M.* : **The study of the behaviour of D5 product as corrosion inhibitor, at the addition of metal pickling agents**

The paper deals with the study of the behaviour of the product known under the name of D5. made of sodium and ammonia sulphonates, obtained from fractions of oil products, used as corrosion inhibitors, in the case of the pickling of low alloy and non-alloy carbon steel, in diluted sulphuric acid solutions.

For experiments the authors used OL35 specimen, prepared beforehand, and sulphuric acid solution in the pickling bath.

By the mathematical model processing which expresses the metal solving process, the authors deduced the amount of the influence of a corrosion inhibitor on the process, expressed by sizes which may be measured directly in the liquid phasis. The generalization and the analysis of the data obtained under the form of diagrams allowed to deduce the character of the D5 product as a good corrosion inhibitor and its optimum concentration in the pickling baths, for an imposed degree of metal protection.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 90—91

DC : 621.35 : 669.71

Bălu, Pia, Ciucu, I. and *Ciucu, Victoria* : **Mathematical model for the determination of thermal losses through the hearth and lateral walls of aluminium electrolysis tanks**

The determination of thermal losses through the different parts of the tank represents a basic component of the energy balance of an aluminium electrolysis tank.

The paper presents the mathematical models of the temperature distribution in aluminium electrolysis tanks, expressed by differential equations which describe the thermal transfer in tanks as well as the particular conditions used in solving these equations.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 92—93

DC :621.385.833

Atanasiu, N. : **The applications of electronical microscopy in the study of semi-conductor materials**

The paper describes the electronical microscopy methods applied in the study of the defects in semiconductor materials. The introduction o the electronical microscopy technique is justified, on one hand, by the fact that electronical properties are determined by structural properties and, on the other hand, by the fact that this technique allows the study of the sizes of submicroscopic size devices.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 94—100

INHALT

DK : 662.741.3

Forizs, St., Mazur, Margareta, Marcu, T. und *Bilgăr, O.* : **Betrachtungen zum Verhalten der gravimetrischen Dosiervorrichtungen mit Bandförderer bei der Gestaltung der Koksfüllung.**

Die Sicherung der konstanten Koksqualität, im Falle einiger ausgeglichenen Formelgestaltungen hängt von der Genauigkeit der Schmelzebestandteildosierung ab.

Aus der Analyse des Betriebes der gravimetrischen Dosiervorrichtungen mit Bandzieher geht hervor, dass diese Dosiervorrichtungen im Falle der spezifischen Formelgestaltungen, nicht die notwendige Dosierungsgenauigkeit sichern.

In der vorliegenden Arbeit wird auf die praktischen Lösungen zur Sicherung der notwendigen Dosierungsgenauigkeit hingewiesen.

Metaltrgia 38 (1986), nr. 2, p. 61—63

DK : 662.74

Gavăt, C., Mircescu, I., Muşa, Maria, Manolache, A. und *Popescu, D.* :

Forschungen betreffend die Gründe der Bildung von Lötungen auf den Wänden der Kokskammern

Die Arbeit setzt sich als Ziel die Erforschung der Bildungsweise der Schmelzen oder der Lötungen auf den Kokskammerwänden. In diesem Zusammenhang werden die Temperatur, die Batteriedichtigkeit sowie einige/gewisse Kohlenarten aus den Verkokungsformeln berücksichtigt.

Die Versuche wurden anhand von 14 Kohlenarten und zwar sowohl unter den Verkokungskammerbedingungen der Batterien als auch unter Laboratoriumsbedingungen ausgeführt.

Die erzielten Ergebnisse erlauben die Bestimmung jener Kohlenarten, welche unter gewissen Betriebsbedingungen der Batterien, Lötungen auf den Kieselsteinwänden der Kokskammern bilden.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 64—67

DK : 662,613.1

Alexandru, C. : **Laboratoriumsanlage für die Bestimmung der Schlackenbasizität**

Das Ziel der Arbeit ist die Vorstellung einiger Betrachtungen betreffend die Erklärung der Basizität der metallurgischen Schlacken als eine einzelne Eigenschaft.

Zum Schluss werden das Schaltbild der Laboratoriumsanlage sowie dessen Betriebsweise vorgeführt.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 68—69

DK : 621.74.03

Chira, I., Sofroni, L., Ripoşan, I. und *Brabie, V.* : **Untersuchungen zur Assimilierung der Eisenlegierungen mit 1,4—2,3 % C— Gehalt (Typ—ADAMIT). eingesetzt beim Giessen grosser Walzen**

In der Arbeit werden die Forschungen zur Assimilierung des hypereutektoiden mit Chrom, Nickel, Molybdän mittellegierten Sonderstahles mit hohem Kohlenstoffgehalt (1,4——2,3 % C) vorgestellt, welches als Adamit — Speziallegierung bekannt ist und für das Giessen grosser Walzen vorgesehen ist ; diese Art von Legierung zeichnet sich durch eine hohe Verschleissfestigkeit aus, als Folge der mechanischen und abrasiven Reibung ; und zum Unterschied von den weissen Gusseisen, die üblicherweise zur Herstellung eben dieser Werkstücke dienen, weist diese Legierung eine befriedigende Kerbschlagzehigkeit auf ; was zu einen verminderten spezifischen Verschleiss führt.

Metalurgia 38 (1986). nr. 2, p. 70—73

DK : 621.73

Popescu, V.I. : **Schmieden mit Vorkühlung**

Aus der Ergebnisanalyse der Schmiedeversuche mit Vorkühlung ging vergleichsweise mit der herkömmlichen Kühlun hervor, dass beim Schmieden mit gleichen oder grösseren Schweissungen als 2,5 der Unterschied zwischen den anhand der zwei Verfahren erreichten mechanischen Eigenschaftswerten unbedeutsam ist. Im Gegensatz dazu, wird für kleine Schweissungen beim Schmieden mit Vorkühlung das Schweissen der Werkstoffehler mit einer grösseren Intensität durchgeführt, was einen positiven Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften hat.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 74—77

DK : 621.975

Chiriac, C. und *Pipescu, C.* : **Experimentelle Untersuchungen betreffend die Spannungen, die im Verlauf des Schmiedens, mit Hilfe von radialen Anlagen, erscheinen**

Die erhaltenen Ergebnisse zeigen, dass bei den ausschliesslich mit Hilfe von Umlaufmaschinen geschmiedeten Halbzeugen die zentrale Zone sich nur unter Dehnungsbedingungen verformt und die mechanischen Eigenschaften geringer sind.

Es geht hervor, dass im Falle der Werkstücke und Halbzeuge, die hohe mechanische Eigenschaften benötigen, ausser radialen, auch herkömmliche Anlagen eingesetzt werden müssen. Im Falle derjenigen Werkstücke, deren mechanische Eigenschaften nicht so wichtig sind, wird das Schmieden nur mit Hilfe von radialen Anlagen durchgeführt also mit höherer Leistung und höheren Kosten.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 78—81

DK : 669. 35.71 : 621.78

Truşculescu, M., Cucuruz, L. und *Pascu, R.D.* : **Phasenmorphologie der warmebehandelten CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti— Bronze**

Es werden die Forschungen vorgestellt betreffend die kritischen Änderungspunkte und die Strukturänderungen, welche durch primäre und sekundäre Wärmebehandlungen induziert und bei den Aluminiumbronzen angewendet werden.

Es werden Feststellungen gemacht, hinsichtilch des Mechanismus der Phasenumwandlung nach dem schwankenden Glühen und dem Anlassen nach der vorhergeheden Härtung.

Für diese Bronzeart werden das schwankende Glühen (die RPV—Varianten), sowie die Härtung bei 950°C, gefolgt vom Anlassen bei 550—650°C empfohlen, um jene strukturelle Phasen zu erhalten, welche ihr bessere mechanische Eigenschaften verleihen.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 82—85

DK : 669. 017

Wanyorek, C. : **Die Diffusion während den Auflösungs—Fällungs-Aufsteigungs-und Koaleszenzprozessen der verstreuten Teilchen**

Die Schwankung der evolutorischen Prozesse

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 86—89

DK : 620.197.3

Samoilă, C. und *Pleoţi, M.* : **Erforschung des Verhaltens des D5—Produkts als Rostinhibitor bei der Metallbeizmittelzugabe**

Die Arbeit behandelt die Forschungen zum Verhalten des D5—Produkts mit Natrium-und Ammoniumsulfonaten, das aus Erdölerzeugnisfraktionen hergestellt und als Rostinhibitor beim Beizen der aus unlegiertem und niedriglegiertem Kohlenstoffstahl hergestellten Rohre, in verdünnten Schwefelsäurelösungen verwendet wird.

Im Rahmen des Versuches wurden im vornherein vorbereitete OL35 Prüfstücke und Schwefelsäurelösung aus einer Blankbrenne verwendet. Anhand der mathematischen Berechnung des Modells, das den Metallauflösungsprozess ausdrückt, wurde die Grösse hergeleitet, welche den Einfluss des Rostinhibitors auf den Prozess durch Grössen ausdrückt, die unmittelbar in der Flüssigkeitsphase gemessen werden können. Die Untersuchung und die Verallgemeinerung der in Form von Diagrammen ausgedrückten Ergebnisse erlauben die Ermittlung der Eigenschaften eines guten Rostinhibitors des D5—Produkts sowie dessen optimale Konzentration aus der Blankbrenne, um ein gewisses Schutzgrad des vorgeschriebenen Metalls zu erhalten.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 90—91

DK : 621.35. :669.71

Bălu , Pia, Ciucu, I. und *Ciucu, Victoria* : **Mathematisches Modell zur Bestimmung der Wärmeverluste durch das Herd und den Seitenwänden der für die Aluminiumelektrolyse vorgesehenen Schächte**

Ein Hauptbestandteil der Energiebilanz des für die Aluminiumelektrolyse vorgesehenen Schachtes besteht aus der Bestimmung der Wärmeverluste durch die konstruktiven Seiten. In der Arbeit wird das mathematische Modell der Temperaturverteilung in den für die Aluminiumelektrolyse vorgesehenen Schachten vorgestellt. Dieses Modell, welches durch Differentialgleichungen ausgedrückt wird, beschreibt die Wärmeübertragung aus dem Schacht sowie die Sonderbedingungen, die für die Lösung dieser Probleme verwendet werden.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 92—93

DK : 621.385.833

Atanasiu, N. : **Anwendungen der Elektronemikroskopie bei der Erforschung der Halbleiterfehlern**

In der Arbeit werden die Methoden der Elektronenmikroskopie beschrieben, und zwar dessen Anwendungen im Rahmen der Erforschung der Halbleiterfehlern. Die Einfügung der elektronenmikroskopischen Technik in der Entwicklung der elektronischen Einrichtungen ist einerseits von den strukturellen Eigenschaften und andererseits von der Tatsache rechtfertigt, dass diese Technik die Erforschung der Erforschung der aktiven Volumen der untermikroskopischen Grösseneinrichtungen erlaubt.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 94—100

SOMMAIRE

CD :662.741.3

Forizs, St., Mazur, Margareta, Marcu, T. et Bilgăr, D.: **Observations concernant le comportement des doseurs gravimétriques à bande pour la charge de cokéfaction**

La qualité du coke dans le cas de certaines compositions équilibrées dépend de la précision de dosage des composants de la charge.

En analysant le fonctionnement des doseurs gravimétriques à bande, on a constaté que dans le cas des compositions spécifiques, ces doseurs n'assurent pas la précision de dosage nécessaire.

On mentionne les voies pratiques pour assurer la précision de dosage nécessaire.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 61—63

CD: 662.74

Gavăț, C., Mircescu, I., Muşa, Maria, Manolache, A. et Popescu, D.: **Recherches concernant la formation des brassures dans les parois des chambres de cokéfaction**

On analyse la formation des brassures dans les parois des chambres de cokéfaction dans certaines conditions de température, étanchéité des batteries, de même que pour certains types de charbons induits dans les formules de cokéfaction.

On a utilisé 14 classes de charbons pour les expériments qui ont été réalisés dans les chambres de cokéfaction des batteries de même que dans le laboratoire.

Les résultats obtenus ont permis la détermination des classes de charbons qui, dans certaines conditions d'exploitation des batteries, forment des brassures sur les parois des chambres de cokéfaction.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 64—67

CD: 662.613.1

Alexandru, C.: **Installation de laboratoire pour déterminer la basicité des scories métallurgiques**

L'auteur fait quelques considérations concernant les propriétés de basicité des scories métallurgiques.

On présente aussi le schéma électrique de l'installation de laboratoire de même que son fonctionnement.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 68—69

CD: 621.74.03

Chira, I., Sofroni, L., Ripoşan, I., Brabie, V.:**Recherches concernant l'assimilation des alliages ferreux 1,4—2,3 %C (du type Adamit) utilisés pour la coulée des cylindres de grandes dimensions pour laminoirs**

On présente les études effectuées en vue d'assimiler l'acier spécial hyperéutectoïde à contenu élevé de carbon (1,4—2,3 %C), demi-allié à chrome, nickel et molybdène (l'alliage spécial du type Adamit) utilisé pour la coulée des cylindres de grandes dimensions pour laminoirs.

Cet alliage se caractérise par une haute résistance à l'usure, au cas de la friction mécanique et de l'abrasion; à l'encontre des fontes blanches utilisées pour la coulée de ces pièces, cet alliage a une résistance élevée, ce qui conduit à une consommation spécifique réduite.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 70—73

CD: 621.73

Popescu, V. I.: **Le forgeage à refroidissement préalable**

A partir des résultats obtenus à la suite des essais de forgeage à refroidissement préalable - comparé au forgeage classique—on a remarqué que dans le cas du forgeage aux corroyages égaux ou $\geq 2,5$, la différence entre les valeurs des propriétés mécaniques obtenues par les deux procédés est insignifiante. Au contraire, dans le cas du forgeage aux corroyages réduits, le soudage des défauts de matériel se produit avec une grande intensité si l'on applique le forgeage à refroidissement préalable, en améliorant ainsi les propriétés mécaniques.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 74—77

CD: 621.975

Chiriac, C. et *Popescu, C.*: **Recherches expérimentales concernant les tensions qui apparaissent pendant le forgeage sur des machines radiales**

Les résultats obtenus à la suite des expériments effectués ont démontré que dans le cas des demi-produits forgés en exclusivité sur des machines rotatives, la zone centrale se déforme seulement sous l'influence de l'allongement et les propriétés mécaniques sont réduits.

Dans le cas des pièces et des demi-produits ayant des propriétés mécaniques élevées, il est mieux d'utiliser des outillages classiques outre les machines radiales. Dans le cas des pièces dont les propriétés mécaniques ont une moindre importance, le forgeage s'execute seulement sur des machines radiales c'est à dire avec une productivité et un coût plus élevés.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 78—81

CD: 669.35.71: 621.78

Truşculescu, M., Cucuruz, L. et *Pascu, R. D.*: **La morphologie des phases du bronze CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti soumis au traitement thermique**

On présente des études concernant les points critiques de transformation et les modifications structurales induites par les traitements thermiques primaires et secondaires appliqués aux bronzes d'aluminium.

Les auteurs font des précisions concernant le mécanisme de transformation des phases à la suite du recuit pendulaire et des revenues après la trempe.

En vue d'obtenir les phases structurales qui assurent les meilleures caractéristiques mécaniques, ce type de bronze doit être soumis au recuit pendulaire (les variantes RPV) et à la trempe à partir de 950°C, suivie de revenue de 550—650°C.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 82—85

CD: 669.017

Wanyorek, C.: **La diffusion dans les processus de dissolution-précipitation et les processus d'augmentation-coalescence des particules dispersées. La fluctuation dans les processus évolutives**

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 86—89

CD: 620.197.3

Samoilă, G. et *Pleoți, M.*: **L'étude du comportement comme inhibiteur de corrosion du produit D5 pendant l'addition des décapants des métaux**

On analyse le comportement du produit D5 obtenu de sulfonates de natrium et d'ammonium, réalisés à partir des fractions de produits petrolières, utilisé comme inhibiteur de corrosion dans le cas du décapage des tubes en acier carbon non-allié et faiblement allié, en solutions diluées d'acide sulfurique.

Pour les expériments on a utilisé des eprouvettes OL35 préparées en préalable, et des solutions d'acide sulfuriques dans le bain de décapage.

Par le traitement mathématique du modèle qui exprime le processus de dissolution du métal, on a établit l'influence de l'inhibiteur de corrosion sur le processus. Cet influence est exprimée par des valeurs qui peuvent être mesurées, directement dans la phase liquide. La généralisation et l'analyse des données obtenues sous forme de diagrammes ont permis d'établir le caractère du produit D5 en tant qu'inhibiteur de corrosion, de même que sa concentration optimale dans les baïns de décapage, pour un degré élevé de protection du métal imposé.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 90—91

CD: 621.35: 669.71

Bălu, Pia, Ciucu, I. et *Ciucu, Victoria*: **Modèle mathématique pour déterminer les pertes thermiques par la sole et les parois latérales de la cuve d'électrolyse de l'aluminium**

Une composante importante du bilan énergétique c'est la détermination des pertes thermiques par sa partie constructive.

On présente le modèle mathématique de la distribution de la température dans les cuves d'électrolyse de l'aluminium par des équations différentielles qui décrivent le transfert thermique dans la cuve et les conditions particulières utilisées pour résoudre ces équations.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 92—93

CD: 621.385.833

Atanasiu, N.: **La microscopie électronique utilisée dans l'étude des défauts des matériaux semi-conducteurs**

L'auteur présente les méthodes de la microscopie électroniques appliquées dans l'étude des défauts des matériaux semi-conducteurs.

L'intégration de la technologie de la microscopie électronique dans le développement des dispositifs électroniques est justifiée d'une part par le fait que les propriétés électroniques sont déterminées par les propriétés structurales, d'autre part par le fait que cette technique permet l'étude des dimensions des dispositifs sous-microscopiques.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 94—100

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 662.741.3

Фориш, Ш., Мазур, Маргарета, Марку, Т. и *Былгэр, Е.:* **Наблюдение за поведением весового ленточного дозатора при составлении коксующей шихты**

Обепечение постоянного качества кокса при структурах уравновешенных рецептов зависит от точности дозирования компонентов шихты.

Анализ работы весовых ленточных дозаторов показал, что при специфических структурах рецептов эти дозаторы не обеспечивают необходимую точность дозировки.

В работе указываются практические пути решения обеспечения необходимой точности дозировки.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 61—63

ДК: 662.74

Гавэц, К., Мирческу, И., Муша, Мария, Манолаке, А. и *Попеску, Д.:* **Исследования причин образования спайев на стенах коксовальных камер**

В работе изучается способ образования выплавок и спайев на стенах коксовальных камер, в определенных условиях температуры, герметичности батарей, а также и для некоторых углей, вводимых в рецепт коксификации.

Опыты проводились 14 сортами угля, как в условиях коксовальных камер батарей, так и в лабораторных.

Полученные результаты позволили определить угли, которые з определенных условиях эксплуатации батарей образуют спаи на стенах из динасовых кирпичей коксовальных печей.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 64—67

ДК: 662.613.1

Александру, К.: **Лабораторная установка для определения основности металлургических шлаков**

Работа представляет некоторые соображения по определению свойства основности металлургических шлаков.

В конечной части работы представлена электрическая схема лабораторной установки, а также и ее принцип работы.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 68—69

ДК: 621.74.03

Кира, И., Сорфрони, Л., Рипошан, И. и *Брабие, В.:* **Исследования по освоению железных сплавов с 1,4—2,3% Cu (типа АДАМИТ), используемых при разливке больших прокатных валков**

Работа представляет проведенные исследования специальной доэвтектоидной высокоуглеродистой стали (1,4—2,3%C), среда легированная хромом, никелем и молибденом (известны под названием специального сплава типа АДАМИТ), предназначенная отливке больших прокатных валок; этот сплав характеризуется большой износостойкостью механическим и абразивным трением, но в отличии от белых чугунов, используемых обычно при отливки этих деталей, имеет и удовлетворительную ударную вязкость, что ведет к пониженному удельному расходу.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 70—73

ДК: 621.73

Попеску, В. И.: **Ковка с предварительным охлаждением**

Из анализа полученных результатов как следствие опробования ковки с предварительным охлаждением-сравнительно с классической ковкой наблюдается, что при ковке с равными обжатиями или более чем 2,5, разница между значениями полученных механических свойств думя способами является непоказательной. В обмен, при ковке с малыми обжатиями сварка дефектов материала происходит с большей интенсивностью при применении ковки с предварительным охлаждением, влияя положительно механические свойства.

Metalurgia 38, (1986), nr. 2, p. 74—77

ДК: 621.975

Кириак, К. и *Попеску, К.:* **Экспериментальные исследования состояния напряжений, появляющихся при ковки на радиальных машинах**

Полученные результаты выявили, что у кованных заготовок, исключительно на ротационных машинах, центральная зона деформируется только под влиянием натяженим, а механические свойства пониженные.

Для деталей и заготовок, требующих высоких механических свойств, необходимо использовать, помимо радиальных машин и классические оборудования; для деталей у которых механические свойства имеют меньшее значение, ковку можно производить только на радильных машинах с более высокой производительностью и стоимостью.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 78—81

ДК: 669.35.71: 621.78

Трушкулеску, М., Кукуруз, Л. и *Паску, Р. Д.:* **Морфология фаз бронза CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti термообработанных**

Изучены критические точки превращения и структурные изменения, наведенные первичными и вторичными термическими обработками, примененные алюминиевой бронзы. Уточняется механизм превращения фаз как следствие маятникового отжига и отпуска после закалки.

Рекомендуется применить этим бронзам маятниковый отжиг (варианты RPV) и закалку от 950°C, следуя отпуск от 550—650°C, для получения структурных фаз, представляемые хорошие механические характеристики.

Metalugia 38 (1986), nr. 2, p. 82—85

ДК: 669.017

Ваньерек, К.: **Диффузия в процессах растворения-осаждения, роста-коаслесценции диспереных частиц. Флуктуация в эволюционных процессах.**

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 86—89

ДК: 620.197.3

Самоилэ, Г. и *Плеоти, М.:* **Изучение поведения как ингибитор коррозии изделия $Д_5$ при аддитивности средств травления металлов**

В работе изучается поведение продукта $Д_5$ на основе сульфонатов натрия и аммония, полученных из погона нефтепродуктов как ингибитор коррозии, при травлении труб из нелегированной углеродистой и малолегированной стали, в разбавленных серной кислотой растворах.

Для испытания использовались образцы из OL35, предварительно подготовленные, и раствор серной кислоты из ванны для травления.

Математической обработкой модели, выражающая процесс раствора металла, вывели величину, характеризующая влияние ингибитора коррозии на процесс, выраженная величинами измеряемые прямо в жидкой фазе.

Обобщение и анализ полученных данных в виде диаграмм позволили вывести характер ингибитора коррозии изделия Д5, а также и его оптимальную конструкцию в травильных ваннах.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 90—91

ДК: 621.35: 669.71

Бэлу, Пия Куйку, И. и *Куйку, Виктория:* **Математическая модель для определения термических потерь через подон и боковые стены чан электролиза алюминия**

Основная составляющая энергетического баланса чан электролиза алюминия является определение термических потерь через его конструктивную сторону.

В работе представлена математическая модель распределения температуры в чанах электролиза алюминия, выраженная дифференциальными уравнениями, описывающие термический переход в чан и особые условия, используемые при их решении.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2, p. 92—93

ДК: 621.385.833

Атанасиу, Н.: **Применение электронной микроскопии в изучении дефектов полупроводниковых материалов**

В работе описаны методы электронной микроскопии, примененные при изучении дефектов полупроводниковых материалов. Сложение техники электронной микроскопии в развитии электронных приборов оправдана с одной стороны тем что, электронные свойства определены структурными свойствами, а с другой, тем что эта техника позволяет изучение размеров приборов субмикроскопических размеров.

Metalurgia 38 (1986), nr. 2. p. 94—100

METALURGIA 2

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA

1986

Ing. Şt. Forizs, ing. Margareta Mazur,
T. Marcu
C.C.P. — Hunedoara
şi sing. D. Bilgăr
U.C.C. — C.S.V. — Călan

Observaţii privind comportarea dozatoarelor gravimetrice cu bandă la alcătuirea şarjei de cocsificare

CZ : 662.741.3

Staţia de dozare de la cocserie se poate compune din două linii a cîte cinci silozuri pentru formarea a două semişarje.

Capacitatea de expediţie din staţia de dozare este de 200 t/h pentru fiecare din cele două linii de semişarje.

În cazul folosirii la dozare a patru silozuri pe o linie de semişarjă (un siloz rezervă) şi respectînd precizarea „ca un component să participe în şarjă în proporţie de 20—25%", debitul nominal al dozatoarelor gravimetrice ar trebui să fie 200/4 = 50 t/h.

În realitate, dozatoarele au un debit nominal de 200 t/h şi deci la un debit de dozare de 50 t/h nu se încadrează în limita de precizie garantată a dozatoarelor.

Dozatoarele gravimetrice pot acoperi o variaţie de ± 30 % a materialului pe banda de extracţie (podul de cîntărire), cu precizia nominală prescrisă de 1,5 % numai în intervalul 60 — 100 % din debitul nominal.

Precizia nominală depinde de precizia de măsurare a mesdozelor utilizate şi de caracteristicile tehnice ale meselor de dozare.

În general, precizia de dozare sub intervalul de 60%, faţă de debitul nominal, variază conform unei funcţii neliniare (fig. 1). În această figură sînt redate curbele pentru mesdoze de diferite clase de precizie (0,5, 0,25, 0,10 %), pentru un dozator gravimetric de generaţia 3, cu debit nominal de 120 t/h. Precizia de dozare pentru dozatoarele de acest tip este de ± 1,5% pentru mesdoze de clasa 0,5% ± ± 1,0%, pentru mesdoze de clasa 0,25% şi ± 0,5% pentru mesdoze de clasa 0,1%.

Avînd în vedere că dozatoarele gravimetrice sînt de generaţia a doua, la aceeaşi precizie teoretică de dozare (± 1,5%) precizia reală este mult mai mică.

Din figura 1, rezultă că în cazul fluxului de pregătire, conform tehnologiei iniţiale, cu debit de 40 t/h component, dozatoarele automate cu bandă cu mesdoze clasa 0,5% nu pot asigura precizia teoretică de dozare.

La debite de 10 % din debitul nominal 20 t/h, eroarea reprezintă ±6,0 %, respectiv ±1,2t.

În cazul funcţionării dozării cu opt componenţi, debitul teoretic maxim este de 200/8 = = 25 t/h, în ipoteza participării egale a componenţilor în compoziţie. În realitate, participarea componenţilor nu este egală şi nici numărul de componenţi nu este în toate cazurile opt, cum s-a prevăzut iniţial, deci se vor schimba şi cantităţile dozate la benzile extractoare.

Precizia de dozare în acest caz variază de la 2,6% la 8,0%, valorile mari de 6—8% apar la componenţii foarte periculoşi pentru asigurarea unei macrostructuri echilibrate a cocsului:

— ± 8,0 % la degresant;

— ± 3,0 — 6,1 % la huilele energetice slab aglutinante marca 32 şi huilele energetice marca 31;

— ± 6,0 % la huila degresantă marca 36 — 37.

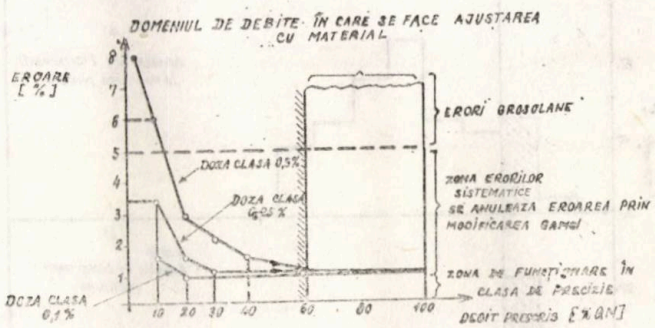


Fig. 1. Precizia de dozare a dozatoarelor gravimetrice

Mărirea debitului la dublu în cazul unor compoziţii complexe permite mărirea preciziei de dozare a componentului respectiv, erorile reducîndu-se la 2,0 — 2,2 % faţă de 3,0 — 4,4%.

Pentru verificarea condiţiilor reale de dozare, s-au analizat reţetele de dozare realizate practic, compuse din 3, 4, 5 şi 6 componenţi.

Din calculul frecvenţei debitului componenţilor, la fiecare masă de dozare, s-au construit histogramele de frecvenţă din care în figura 2 s-au redat cele pentru 3 şi 6 componenţi (zona haşurată reprezintă debite periculoase sub 30 t/h), reprezentînd cazurile extreme.

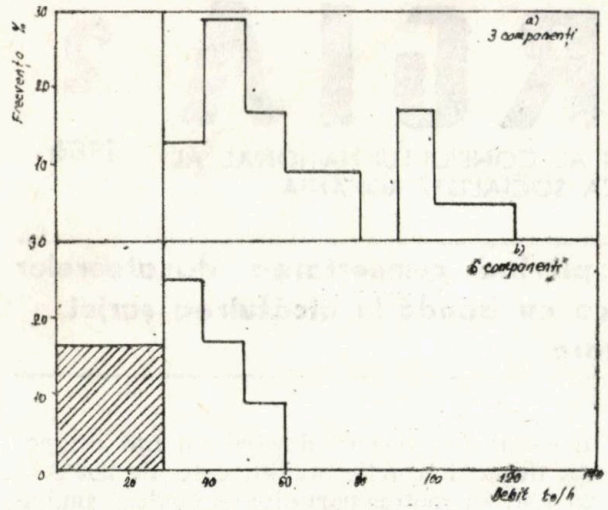


Fig. 2. Histograma de frecvență a debitului de dozare în funcție de numărul componenților

După cum rezultă din această figură, pe măsura creșterii numărului de componenți în rețetă, în cazul dozării, debitul componenților dozați individual se deplasează spre valori mici ale debitelor în zona erorilor mari.

Rezultatele prezentate în figura 2 arată că sistemul de dozare cu două semișarje, nu asigură precizia de dozare necesară impusă de structura compoziției cu dozatoarele gravimetrice existente, cu debit de 200 t/h și mesdoze de clasă 0,5 %.

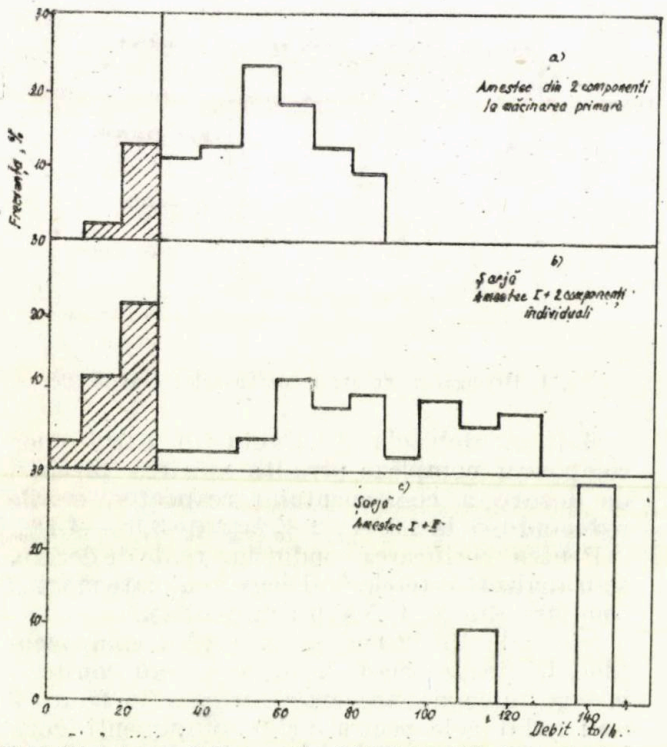


Fig. 3. Histograme de frecvență a debitului în diferite variante de dozare

Organizarea fluxului de pregătire cu scopul îmbunătățirii preciziei de dozare. Pentru a reduce la minimum necesitatea dozării la debite mici, în zona periculoasă (fig. 2) s-au analizat următoarele posibilități:

— formarea unor amestecuri predozate din doi componenți cu proprietăți tehnologice de măcinabilitate apropiate. În acest caz, pe lîngă dozare la debite mari, se asigură o granulație mai avansată datorită ciclului suplimentar de măcinare;

— formarea șarjei dintr-un amestec predozat și doi componenți individuali ($A_1 + C_1 + C_2$);

— dozarea șarjei din două amestecuri dozate și măcinate separat și un component individual ($A_1 + A_2 + C_1$);

— dozarea șarjei din două amestecuri dozate și măcinate în prealabil ($A_1 + A_2$).

Din histogramele de frecvență (fig. 3) rezultă că se îmbunătățește dozarea amestecurilor primare formate din doi componenți (*a*). Debite mari, în domeniul preciziei garantate a dozatorului, se pot realiza numai la șarje dozate din două amestecuri măcinate în prealabil (*c*).

Posibilități de îmbunătățire a dozării. Din analiza modului în care decurge dozarea în diferite variante de pregătire a șarjei și a verificărilor practice a dozării în timp, rezultă următoarele observații și posibilități de îmbunătățire a dozării.

Varianta I — Predozarea componenților individuali la debite mari în maximum două amestecuri ($A_1 + A_2$) și dozarea șarjei din cele două amestecuri folosind tot debite mari.

Această variantă, încercată la funcționarea cu o singură baterie, prezintă următoarele deficiențe:

— chiar în cazul formării amestecului din cîte doi sau trei componenți, componentul cu participarea minimă se situează în domeniul de dozare 25% din debitul nominal (sub 50 t/h), ceea ce nu asigură precizia de dozare necesară a componenților respectivi;

— premăcinarea componenților individuali în cazul formării amestecurilor nfluențează favorabil compoziția granulometrică, numai la componenții cu măcinabilitate scăzută marca 31—32 și 33—34 și este dezavantajoasă pentru componenții cu aglutinare bună marca 35;

Varianta II — Îmbunătățirea preciziei de dozare a componenților cu participare mică n compoziție de 5—10% prin formarea unui însingur amestec.

În cadrul acestei variante, sînt valabile observațiile de la varianta I, privind gradul diferit de măcinare al componenților.

O soluție în această variantă ar consta în analiza posibilității dozării huilei degresante marce 36—37, concomitent cu alimentarea și măcinarea primară a degresantului, astfel încît în

silozul respectiv să intre un amestec de degresant și huilă degresantă, în proporții stabilite.

Varianta III — Regruparea și reetalonarea dozatoarelor gravimetrice cu bandă existente, păstrînd fluxul de pregătire în două linii de semișarje.

Această variantă necesită următoarele modificări :

— fixarea pe fiecare linie de semișarje a trei dozatoare reetalonate pentru un debit maxim de 100 t/h și echipate cu mesdoze de clasa 0,25%, față de debitul actual de 200 t/h și mesdoză de clasa 0,5%;

— fixarea pe fiecare linie de semișarje a două silozuri pentru componenți cu participare mică în compoziție (5 — 10%). În acest caz, dozatoarele gravimetrice se reetalonează la un debit de 50 t/h și se echipează cu mesdoze de clasa 0,1%.

Această variantă permite evitarea erorilor mari la dozarea tuturor componenților, ducînd în final la diminuarea variației calității cocsului și încadrarea în normele de consum, la componenți, conform rețetelor prescrise.

Din analiza modului de funcționare și a preciziei de dozare, teoretice și reale, a dozatoarelor gravimetrice cu bandă, rezultă următoarele observații și concluzii :

— Dozatoarele gravimetrice cu debit nominal de 200 t/h nu asigură precizie teoretică de dozare.

— Dozatoarele gravimetrice sînt foarte sensibile la condițiile de exploatare, majoritatea dereglîndu-se datorită condițiilor nefavorabile din timpul iernii și necesitînd o verificare permanentă.

— Se impune concasarea pînă la 10—15 mm a tuturor componenților, înainte de introducerea lor în silozurile de dozare. Prin această măsură, crește precizia de dozare și se poate regla granulația componenților, în funcție de măcinabilitate și de proprietățile tehnologice ale acestora.

— Pentru asigurarea cu șarjă a bateriilor este necesară reorganizarea silozurilor pe componenți și reetalonarea dozatoarelor gravimetrice cu bandă, în funcție de debitele de dozare pe fiecare linie de semișarje, și anume :

— cîte trei dozatoare reetalonate pentru un debit nominal de 100 t/h și echiparea cu mesdoze de clasă 0,25%;

— cîte două dozatoare reetalonate pentru un debit nominal de 50 t/h și echipate cu mesdoze clasa 0,1%.

În scopul obținerii unei precizii de dozare satisfăcătoare pentru sistemul analizat se impune înlocuirea a două dozatoare pe fiecare linie de semișarje cu dozatoare cu debit nominal de 40—50 t/h.

Cercetări privind cauzele formării lipiturilor pe pereții camerelor de cocsificare

Ing. C. Gavăț, ing. I. Mircescu,
chim. Maria Mușa
I.C.P.P.A.M. — Galați
ing. A. Manolache și ing. D. Popescu
C.S. — Galați

CZ: 662.74

Apariția unor topituri și lipituri pe pereții camerelor de cocsificare, în anumite condiții de temperatură și etanșeitate a bateriilor, precum și la anumiți cărbuni introduși în rețetele de cocsificare, a determinat studierea acestui fenomen în vederea evitării lui.

Cercetările au vizat comportarea anumitor sorturi de cărbuni utilizați în anumite condiții de temperatură și etanșeitate.

Pentru aceasta s-au ales 14 sorturi de cărbuni utilizați în rețetele de cocsificare, a căror compoziție chimică a cenușii a presupus favorizarea acestor lipituri.

Analiza tehnică a probelor de cărbune este prezentată în tabelul 1.

Experimentările cu sorturile de cărbuni prelevați s-au efectuat atit în condițiile din camerele de cocsificare de la bateriile *5—6*, cît și în laborator. Aceste experimentări au constat în încălzirea cărbunilor în prezența sau absența aerului, la temperaturi cuprinse între 1 000 și 1 400°C, în cutii sau creuzete, împreună cu bucăți de cărămidă de silica, utilizată la înzidirea pereților de încălzire a bateriei.

Experimentări în baterii. Pe fundul unei cutii din tablă s-a așezat o cărămidă de silica peste care s-a turnat cărbune marca 31 cu o vechime de cca 2 ani. S-a ales acest tip de cărbune, considerindu-se că acesta prezintă cele mai favorizante condiții de apariție a lipiturilor pe cărămida de silica.

S-au introdus două astfel de cutii într-un cuptor de cocsificare și s-au încălzit împreună cu încărcătura la cca 1 000°C, avînd temperatura medie în verticalele de control de 1 310°C. După evacuarea pilotului de cocs s-au recuperat cutiile și s-a constatat că nu au apărut topituri și lipituri pe cărămida de silica.

Dacă, în condițiile de exploatare existente în prezent la baterii, cărbunele cel mai degradat nu a produs lipituri, s-a considerat că nu mai sînt necesare experimentări cu alte tipuri de cărbuni. S-a putut concluziona că, într-o baterie în care temperatura în verticalele de control nu depășește 1 310°C, temperatura piloților de cocs la evacuare are cca 1 000°C, presiunea în barilet se menține la 12,5 mm coloană de apă și se asigură o bună etanșare a camerelor de cocsificare; nu se pot forma topituri și lipituri pe zidăria camerelor de cocsificare, chiar în condițiile folosirii unor cărbuni degradați.

Deoarece acesta a fost regimul de cocsificare al bateriilor în perioada experimentărilor, nu a fost posibilă testarea comportării diverselor sorturi de cărbuni în alte condiții de temperatură și etanșeitate a bateriilor. Dar, experimentările au continuat în laborator într-un

Tabelul 1

Nr. probei	Marca cărbunelui	W_i, %	A, %	V_{anh}, %	Observații
1	31	4,5	7,55	41,91	
2	31 oxidat 1		11,55	25,26	Vechime de peste 2 ani
3	31 oxidat 2		57,09	30,42	Din stivă autoaprinsă
4	32	6,5	9,10	40,24	
5	32 oxidat	5,0	8,31	39,38	Vechime de peste 6 luni
6	33	8,5	9,47	38,10	
7	34	6,5	12,98	27,89	
8	34 oxidat	2,0	10,35	27,09	Vechime de peste 6 luni
9	36—37 oxidat	3,5	13,18	16,68	Idem
10	34	8,5	8,17	25,49	
11	35	4,5	7,37	33,21	
12	35 oxidat	5,0	9,03	23,24	Vechime de peste 6 luni
13	35 cu impurități	1,0	5,06	16,63	Amestecat cu impurități (minereu de fier)
14	Șarjă U.C.C.	6,0	9,45	28,24	

cuptor la care a existat posibilitatea încălzirii probelor pînă la 1 500°C.

Experimentări de laborator. În faza de laborator, bucata de cărămidă s-a așezat pe fundul creuzetului, peste care s-au turnat cărbuni la dimensiuni granulometrice utilizate în procesul de cocsificare.

Creuzetul a fost acoperit cu un capac din cărămidă refractară, așa cum se prezintă în figura 1.

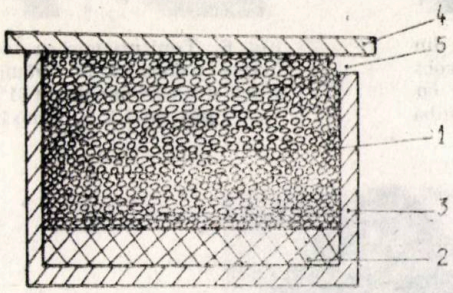


Fig. 1. Creuzet utilizat pentru experimentări în laborator : *1* — cărbune; *2* — cărămidă de silica; *3* — perete creuzet; *4* — capac; *5* — orificiu

Etanșarea asigurată nu a putut exclude complet pătrunderea aerului în creuzet, după eliminarea totală a materiilor volatile.

La toate probele de cărbuni, creuzetul s-a introdus în cuptorul rece, apoi s-a încălzit pînă la temperatura dorită, s-a menținut două ore în palier pentru egalizarea temperaturii, după care proba s-a evacuat.

După îndepărtarea prafului de cocs din creuzet, s-au făcut observații asupra cărămizii. La o anumită temperatură a cuptorului, s-a determinat că temperatura pe suprafața de separație cărămidă—cărbune este cu cca 100°C mai mică.

În aceste condiții au fost încălzite toate probele. În urma examinării acestora s-a constatat :

a) Cărbune marca 31 oxidat (proba *1*) cu 11% cenușă :

— la temperatura cuptorului de 1 100°C (1 000 °C în probă) nu au apărut topituri sau lipituri pe cărămida de silica ;

— la temperatura cuptorului de 1 200°C (1 100°C în probă) au apărut puncte foarte mici de topituri și lipituri pe cărămidă ;

— la temperatura cuptorului de 1 400°C (1 300°C în probă) au apărut topituri atît în masa de cocs, cît și la suprafața cărămizii. Imaginea cărămizii după îndepărtarea cocsului este redată în figura 2, *a*, iar figura 2, *b* arată cît de puternică este intrepătrunderea dintre topitură și cărămidă la zona de separație.

b) Cărbune PLDL oxidat (proba *2*) cu 60 % cenușă :

— la temperaturi în probă de 1 000 și 1 100°C nu s-au format topituri sau lipituri ;

— la temperatura de 1 200°C în probă, a apărut topitură în masa de cocs (fig. 3 și 4), dar care nu a aderat la cărămidă ;

— la temperatura de 1 300°C în probă, cocsul, cărămida și creuzetul au făcut corp comun, transformîndu-se într-o masă sticloasă (fig. 5).

c) Cărbune marca 31 proaspăt cu 7,5 % cenușă :

— pînă la temperatura de 1 160°C în probă, cărămida nu a prezentat aderențe ;

— începînd de la 1 160 — 1 200°C au apărut topituri mici, dar cu aderență foarte puternică la cărămidă (fig. 6).

Fig. 2, *a*. Cărămida după îndepărtarea topiturii la probă *1* (cărbune marca 31 oxidat cu 11 % cenușă) ; temperatura în cuptor la 1 400°C (1 300°C în probă)

Fig. 2, *b*. Imaginea intrepătrunderii dintre topitură și cărămidă în zona de separație la proba *1* (cărbune marca 31 oxidat cu 11 % cenușă) ; temperatura în probă 1 300°C

Fig. 3. Topitură care nu a aderat la cărămidă, din cărbune marca 31 oxidat (proba *2*) cu 60 % cenușă ; temperatura în probă 1 200°C

Fig. 4. Imaginea cărămizii după ce s-a detașat topitura din cărbune marca 31 oxidat (proba 2) cu 60 % cenușă ; temperatura în probă 1 200°C

Fig. 5. Masă comună formată din topitură, cărămidă, creuzet și cocs din cărbune marca 31 oxidat cu 60 % cenușă ; temperatura în probă 1 300°C

Fig. 6. Topituri mici cu aderență foarte puternică la cărămida de silica din cărbune marca 31 proaspăt cu 7,5 % cenușă

Fig. 7. Topituri care au aderat puternic atît la cărămidă cît și la creuzet din cărbune marca 32 cu 8—9% cenușă ; temperatura în probă 1 400°C

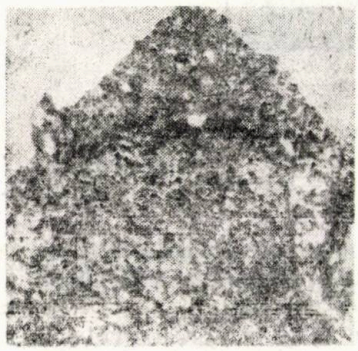


Fig. 8. Cărămida fără lipituri sau topituri la proba din cărbune marca 33 cu 9,47% cenușă ; temperatura în probă 1 400°C

d) Cărbune marca 32 cu 8—9 % cenușă :

— la temperatura în probă de 1 000, 1 100, 1 200 și 1 300°C, nu au apărut topituri sau lipituri. S-a format totuși o masă spongioasă pe suprafața cărămizii, care s-a putut îndepărta cu ușurință ;

— la temperatura în probă de 1 400°C, au apărut topituri care au aderat puternic atît la cărămidă, cît și la creuzet (fig. 7).

e) Cărbune marca 33 cu 9,47 % cenușă :

— ca și la cărbunele marca 32, nu au apărut topituri și lipituri decît la temperatura în probă de 1 400°C (fig. 8).

f) Cărbunii din mărcile 34, 35, 36, 37 și șarja U.C.C., nu au produs topituri sau lipituri pe cărămidă.

Interpretarea rezultatelor. Componenții cenușii din cărbune, luați separat, au temperaturi de topire cu mult peste cele experimentate. Apariția topiturii la unii cărbuni a dovedit că la anumite temperaturi acești componenți reacționează între ei, formînd eutectice cu temperaturi scăzute de topire.

Fierul legat sub formă de oxid magnetic sau oxid feros în mediu reducător formează faialita după următoarele reacții :

$$2\ Fe_3O_4 + 3\ SiO_2 + 2\ CO = 3\ Fe_2SiO_4 + 2\ CO_2$$

$2\ FeO + SiO_2 = Fe_2SiO_4$ cu punct de topire 1 209°C.

Faialita împreună cu oxidul feros și bioxidul de siliciu formează complecși ca Fe_2SiO_4. FeO SiO_2, care dau eutectice cu temperatura de topire de 1 177°C. Acești complecși pot dizolva la rîndul lor Al_2O_3. Totodată bioxidul de siliciu are afinitate mai mare față de oxidul de calciu decît față de oxidul feros :

$$CaO + SiO_2 = Ca\ SiO_2$$

Oxidul de calciu scoate bioxidul de siliciu chiar și din faialită după reacția :

$$Fe_2SiO_4 + 2\ CaO = Ca_2SiO_4 + 2\ FeO$$

În această situație, oxidul feros liber se combină cu bioxidul de siliciu din cărămidă, formînd faialita în zona de separație dintre cărbune și cărămidă.

Din cele arătate, rezultă că, odată cu creșterea raporturilor $\frac{FeO}{SiO_2}$ și $\frac{CaO}{SiO_2}$ din cenușa cărbunelui, crește și posibilitatea existenței FeO liber, care se poate combina cu SiO_2 din cărămida de silica.

Valorile acestor raporturi pentru cenușa fiecărui cărbune experimentat sînt prezentate în tabelul 2.

Se poate observa că acei cărbuni care au dat lipituri de faialită pe cărămida de silica sînt tocmai cei care au valori mari pentru aceste raporturi.

Tabelul 2

Nr. crt.	Marca cărbunelui	Fe / SiO_2	CaO / SiO_2	Fe+CaO / SiO_2
1	31	0,6117	0,2440	0,8557
2	31 oxidat 1	0,5769	0,2715	0,8484
3	31 oxidat 2	0,5582	0,3168	0,8750
4	32	0,6515	0,2905	0,7718
5	32 oxidat	0,4627	0,2200	0,6827
6	33	0,4790	0,2333	0,7123
7	34	0,2351	0,1055	0,3406
8	35 oxidat	0,2048	0,1225	0,3265
9	36—37 oxidat	0,2356	0,1669	0,4025
10	34	0,2291	0,1217	0,3508
11	35	0,1410	0,1440	0,2850
12	35 oxidat	0,2311	0,0949	0,3260
13	35 cu impurități	0,3705	0,0777	0,4482
14	Șarjă U.C.C.	0,3171	0,1834	0,5005

Din cele prezentate se trag următoarele concluzii :

— În absența aerului și la temperaturi în pilotul de cocs ce nu depășesc 1 100°C nu se pot forma topituri sau lipituri care să împiedice evacuarea cocsului, chiar dacă se folosesc în șarje cărbuni mai degradați. Trebuie luată însă în considerare și situația că nu pot fi realizate aceste condiții la o baterie la care temperatura nu este uniformă și se înregistrează staționări care măresc perioada de cocsificare, favorizînd aspirația aerului. În aceste condiții, în anumite zone ale bateriei vor exista temperaturi mari și aer aspirat.

— Cărbunele marca 31 se poate utiliza în șarje în condiții de etanșare normală a camerelor de cocsificare.

— Cărbunii marca 32 sau marca 33 se pot utiliza în rețetă fără probleme din punctul de vedere analizat, dar fără a se ajunge cu temperatura în piloții de cocs mai mare de 1 300°C.

— Ceilalți cărbuni nu formează lipituri sau topituri și se pot utiliza fără restricții.

BIBLIOGRAFIE

[1] Firescu, V. *Cartea lucrătorului din industria cocso-chimică*, București, Editura tehnică, 1975, p. 185—200.

[2] Dobrovici, D. *Metalurgia fontei*, București, Editura tehnică, 1966, p. 70 — 77.

[3] Anastasiu, N. *Minerale și roci sedimentare*, București, Editura tehnică, 1977.

DOCUMENTARE

Societatea Kobe Steel va construi o mașină de turnare continuă a blumurilor la uzinele Newcastle

Societatea Broken Hill Proprietary Co. Ltd. (BHP) a încheiat cu societatea Kobe Steel, Ltd., un contract (în valoare de aproximativ 40 mil. $) pentru livrarea la cheie a unei mașini de turnare continuă a blumurilor la uzinele Newcastle.

Contractul prevede ca societatea Kobe Steel să asigure proiectul, echipamentul, lucrările de construcții, lucrările de montaj, calificarea muncitorilor care deservesc instalația și asistența tehnică. Planificată să fie pusă în funcțiune în luna iunie a anului 1987, noua mașină de turnare continuă cu patru fire va fabrica pe an 2 mil. t de blumuri de înaltă calitate, cu o secțiune transversală de 430×600 mm. Mașina va fi echipată cu un sistem de agitare electromagnetică.

De asemenea, i s-a cerut societății Kobe Steel să realizeze un studiu de fezabilitate pentru acest proiect. În luna martie a anului 1982, societatea japoneză a prezentat societății BHP un raport care stabilește capacitatea corespunzătoare, schema instalației, cheltuielile de investiții și rezultatele care se pot obține. Deși nu se obișnuiește ca un beneficiar să considere consultantul său ca ofertant de echipament, societatea BHP a cerut societății Kobe Steel să participe la licitație.

(În : *Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 6, 1985, p. 61*)

Instalaţie pentru determinarea bazicităţii zgurelor metalurgice

Ing. C. Alexandru
Institutul de subingineri — Reşiţa

CZ : 622. 613.1

Instalaţia construită şi experimentată la Institutul de subingineri—Reşiţa este alcătuită din următoarele părţi : — montaj electric pentru măsurarea conductivităţii electrice; — celula conductometrică cu doi electrozi de platină; — agitator magnetic cu reşou; — releu de timp.

Schema electrică a montajului pentru măsurarea conductivităţii electrice este arătată în figura 1, iar schema bloc, în figura 2, fiind alcătuită din : *TA* — transformator de alimentare, 220 V/24 V; *R* — punte redresoare monofazată bialternantă; *F* — filtru cu condensatori; *ST* — stabilizator de tensiune (cu tensiunea de ieşire reglabilă); *PM* — partea de măsură compusă dintr-un voltmetru tip M 9, cu domeniu de măsurare 0—25 V, un miliampermetru tip M 9 cu domeniul de măsurare 0—10 mA, ambele aparate de fabricaţie indigenă.

Montajul astfel alcătuit poate determina curentul între electrozii de platină aflaţi în celula conductometrică imersată în soluţia apoasă în care s-a dizolvat o cantitate de zgură sub o tensiune riguros constantă, menţinută în stabilizatorul de tensiune, fapt ce permite etalonarea aparatului — miliampermetrului — direct în unităţi de măsură a conductivităţii (μS).

Stabilizatorul de tensiune utilizat în schema electrică este de tip panometric cu tranzistor paralel. Schema este astfel alcătuită, încît să furnizeze tensiuni de referinţă variabile mai mari decît tensiunea diodei Zener.

Stabilizatorul de tensiune are rolul de a menţine la bornele sarcinii o tensiune constantă de 10 V, atunci cînd au loc fluctuaţii de tensiuni de alimentare sau variaţii ale curentului de sarcină, tensiunea de intrare în stabilizator fiind de 24 V.

Puntea redresoare are rolul de a transforma energia de curent alternativ în energie de curent continuu cu ajutorul unei diode semiconductoare *F* 307.

Filtrul cu condensatori realizează filtrarea cu ajutorul condensatorului C_3 de 100 μF/35 V şi are rolul de a închide la masa componentă alternativă tensiunea pulsatorie obţinută după redresare.

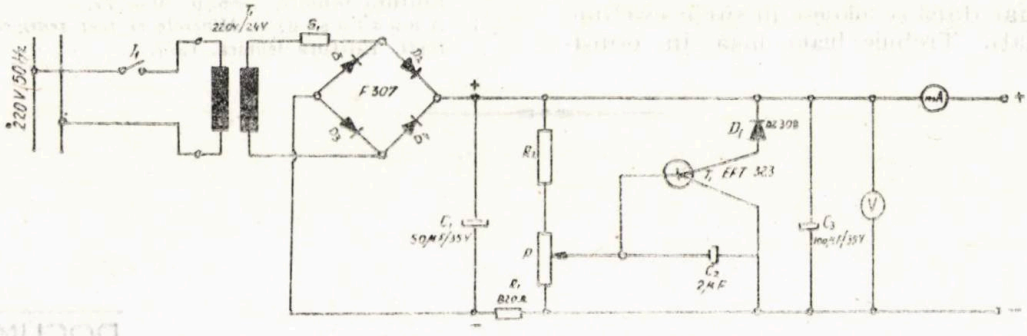


Fig. 1. Schema electrică a instalaţiei

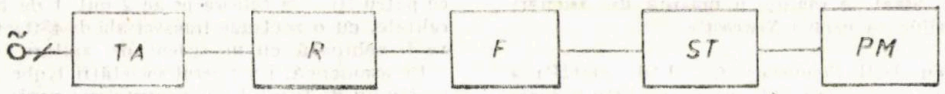


Fig. 2. Schema bloc a instalaţiei

Dioda Zener D_1 şi transformatorul T_1 sînt montate în serie. Din această cauză, puterea la ieşire nu mai poate fi măsurată pe seama tranzistorului. O fracţiune determinată de poziţia cursorului potenţiometrului *P* din tensiunea de ieşire este comparată cu tensiunea diodei Zener, iar rezultatul comparării este amplificat de tranzistorul T_1.

Prin dispunerea capătului potenţiometrului în colectorul tranzistorului T_1, se realizează o puternică reacţie negativă care asigură stabilirea tensiunii la ieşire.

Datorită posibilităţii de reglare fină a tensiunii de ieşire între 8 şi 16 V şi datorită faptului că curentul în sarcină disponibil este unic, schema poate fi folosită ca sursă de referinţă variabilă în diferite montaje experimentale.

Pentru etalonarea aparatului se imersează celula conductometrică în soluția apoasă de zgură, în care s-au dizolvat 0,2 g zgură fin măcinată cu bazicitatea cunoscută și se citește pe scala miliampermetrului valoarea conductivității.

BIBLIOGRAFIE

[1] Tripșa, I. și Dragomir, I. *Teoria proceselor siderurgice*. București, Editura didactică și pedagogică, 1972, p. 268—287.

[2] Rău, A. și Tripșa, I. *Metalurgia oțelului*, București, Editura didactică și pedagogică, 1973, p. 40—57.

[3] Ioshimoto, W. și Iutaka, Y. *Aktivität des Eisenoxyds in Schlacken*. În: Archiv Eisenhüttenwesen 44, R.D.G. 1973, nr. 9, p. 711—717.

REVISTA REVISTELOR

Iz. VUZ — Ciornaia metallurghia, U.R.S.S., nr. 8, 1985

Cinetica degajării de căldură în reacțiile reducătoare în mai multe etape, p. 1 — Entalpia formării aliajelor lichide fier-ceriu-aluminiu, p. 3 — Termodinamica sistemelor cu compoziția complexă a aburului. Sistemul $FeCl_2$—$CaCl_2$, p. 6 — Entalpia amestecării metalelor alcalino-pământoase cu fierul și nichelul, p. 10 — Energia schimbului reciproc între atomii de siliciu și de fier, p. 13 — Proprietățile fizico-chimice și metalurgice ale zgurelor de furnal în sistemul CaO—SiO_2—Al_2O_3—MgO cu adaosuri de FeO, p. 17 — Cercetarea influenței diferiților factori asupra separării fontei și zgurei în jgheabul principal la evacuarea din furnal, p. 21 — Gazohidrodinamica procesului în straturi și profilul furnalului, p. 25 — Formarea stropilor din fazele lichide la suflarea sub nivel a băii convertizorului, p. 29 — Influența regimului de zgură în perioada de fierbere a șarjei Martin asupra conținutului de hidrogen din metal, p. 34 — Studierea comportării hidrogenului în sistemul atmosferă-zgură-metal, p. 37 — Influența parametrilor microstructurii asupra procesului de deformare la cald a oțelului bifazic, p. 40 — Parametrii cinematici și geometrici ai focarului de deformare la laminarea la rece a tablei subțiri în două straturi, p. 43 — Cercetarea condițiilor cinematice ale laminării longitudinale în calibre cu două fire, p. 50 — Calcularea modificării formei semifabricatelor cu secțiune rotundă la întindere, p. 55 — Realizarea pe calculatoare electronice a soluționării problemelor de prelucrare a metalelor prin presiune, p. 59 — Algoritmul sistemului proporțional adaptiv de reglare a grosimii și a tensiunilor, pentru laminorul continuu, p. 63 — Legitățile asimptotice ale reacțiilor prin difuziune la temperaturi joase în pulberi polidispersate, p. 67 — Influența cromului asupra tensiunii superficiale a fierului cu conținut diferit de oxigen, p. 70 — Formarea porilor și deformarea spontană anormală a fierului și a aliajului acestuia cu cromul, p. 72 — Microtensiunile la hidrocarburarea fierului Armco deformat prin răsucire, p. 74 — Influența condițiilor de elaborare asupra structurii oțelului R6AM5, p. 76 — Cercetarea influenței tratamentului în afara cuptorului al oțelului slab aliat cu conținut scăzut de carbon asupra cristalizării defectelor și incluziunilor nemetalice, p. 78 — Influența compoziției și a temperaturii de încercare asupra caracteristicilor reale ale proprietăților mecanice, structurii și transformărilor de fază ale oțelurilor 10H13, aliate cu nichel, p. 82 — Caracteristicile tribotehnice ale oțelului pentru rulmenți cromat prin difuziune, p. 89 — Influența hidrocarburării la temperaturi înalte asupra grafitizării fontei vidate, p. 93 — Model matematic pentru estimarea caracteristicilor calitative ale fluxului de materiale la încărcarea și descărcarea ciclică a acestora din buncăr, p. 95 — Controlul presiunii cu traductorul pneumatic ejector în cuptoare, p. 99 — Aerodinamica injectorului cuptorului cu două trepte, p. 102 — Tensiunile în lingotiere de fontă, p. 105— Gradul de descompunere al gazelor naturale în cazul pirolizei de termooxidare, p. 111 — Optimizarea regimurilor termice ale cauperelor pe baza criteriului economic, p. 113 — Calculul inginerese al încălzirii plăcilor cu mai multe straturi în condiții limită de gradul trei, p. 116 — Calculul decarburării oțelului în cuptoarele de încălzire p. 119 — Probleme de algoritmizare a calculelor procesului de presare hidraulică, p. 121 — Influența condițiilor de încărcare asupra formării structurii stratului de încărcătură, p. 124 — Traductoare cu tensorezistoare de presiune pentru sistemul automatizat de conducere a producției în siderurgie, p. 127 — Procedura de formare a încărcăturii sortimentale în secțiile de laminoare, p. 131 — Tensionarea posterioară a benzii la îndreptarea prin îndoire cu întinderea pe role libere, p. 136 — Metoda de stabilire a traiectoriei de aruncare a materialelor de încărcătură în furnal din aparatele de încărcare cu con, dotate cu elemente mobile, p. 137— Dinamica materialelor pulverulente în jgheabul de distribuție al dispozitivului de încărcare de la furnal, p. 141 — Calcularea pe elemente a cheltuielilor pentru operațiile din secțiile de laminoare, p. 144 — Influența adaosurilor de var asupra reducerii silicotermice a titanului, p. 147 — Utilizarea oxizilor de metale de pământuri rare la modificarea oțelului, p. 148 — Influența atmosferei asupra pierderilor de titan la alierea oțelului inoxidabil, p. 149 — Căi de îmbunătățire a calității roților monolit de cale ferată, p. 150 — Determinarea stării de tensiune la deformare, p. 151 — Susceptibilitatea magnetică a aliajelor Fe—Cr—O, p. 152 — Cercetarea repartizării fazelor în oțelul austenitic instabil prin metoda forței termoelectromotoare, p. 152 — Influența temperaturii de recoacere asupra proprietăților de rezilință ale sîrmei din oțel, p. 153 — Influența asupra uzurii a vitezei de deplasare a epruvetelor în cazul bornării cu laser a oțelului, p. 155 — Influența oxidării asupra coeficienților de difuziune a hidrogenului în oțelurile maraging, p. 155 — Diagrama termocinetică de fragilizare a oțelului maraging O3N18K9M5T—VD, p. 156.

Slevarenstvi, R.S.C., nr. 1, 1985

Condițiile suflării oxigenului la retopirea oțelului Hadfield în cuptorul electric cu arc, p. 1 — Fonte pentru piesele complexe pentru motoarele Diesel, p. 5 — Efectul structurii fontelor maleabile și cu grafit nodular asupra prelucrabilității, p. 8 — Formarea sub presiune fără plăci de model, p. 10 — Turnarea centrifugă a pieselor în formă de spirală, p. 10 — Experiența acumulată din folosirea utilajelor automate de turnare INVR 2500 — 100/50 în turnătoria de fontă cenușie Sigma Usti nad Labem, p. 13 — Principiile de bază ale alimentării pieselor turnate din oțel, p. 18.

Cercetări privind asimilarea aliajelor feroase cu 1,4—2,3% C (tip ADAMIT) utilizate pentru turnarea cilindrilor mari de laminor

Dr. ing. I. Chira,
prof. dr. ing. L. Sofroni,
dr. ing. I. Ripoşan şi dr. ing. V. Brabie
Institutul politehnic — Bucureşti

CZ : 621.74.03

Cercetările efectuate referitoare la asimilarea aliajelor speciale fier-carbon cu 1,4—2,3% C, mediu aliate cu crom, nichel şi molibden (lansate în 1967 pe piaţa mondială de Japonia, sub denumirea de aliaje tip Adamit), destinate în special turnării cilindrilor mari de laminor (pentru profile mijlocii şi benzi) au fost iniţiate în 1970.

În prima etapă s-au abordat aliajele de tipul fontelor pestriţe nodulare cu structura în stare turnată, formată din masă de bază perlito-martensitică şi reţea de cementită liberă şi carburi complexe ; după un tratament termic de recoacere se obţine o masă metalică perlitică, cu separări nodulare de grafit şi insule de cementită liberă şi carburi complexe [1].

În acest sens s-a utilizat o şarjă de bază, realizată din încărcătură sintetică (fier Armco şi carburare în cuptor electric bazic cu arc de 5 t), cu compoziţia chimică : 1,45% C, 1,1% Si, 0,75% Mn, 0,01% P, 0,007% S, 1,24 % Ni, 1,25 % Cr şi 0,45% Mo, care apoi prin retopiri în cuptor cu inducţie (acid, de 10 kg capacitatea creuzetului) a fost întrebuinţată la obţinerea unor serii de aliaje cu carbonul între 1,4 şi 2,4 % şi siliciul 0,8 şi 1,2% (restul elementelor chimice fiind menţinute la valori apropiate de mărimile menţionate pentru şarja de bază).

Experimentările de laborator au avut drept scop stabilirea sistemului şi compoziţiei chimice optime pentru un prealiaj cu acţiune inoculant-nodulizantă, care să favorizeze apariţia grafitului sub formă de separări nodulare în structura tratată termic şi totodată s-a căutat să se stabilească regimul optim de tratament termic de recoacere.

S-au cercetat efectele prealiajelor inoculante, binare, din sistemele : CaSi (27/73), FeSi (25/75), FeB (73/27), AlMg (50/50), şi complexe, din sistemele : CaSiMgBa (15—25% Ca, 45—65% Si, 3—10% Mg, 3—7% B), CaSiMgBaAl (2,6% Ca, 4,1% Al, 3% Mg, 1,5% Ba, 62% Si, restul fier), NiCaSiMg (9% Ca, 8,9% Mg, 35% Ni, 30% Si, restul fier) şi NiCaSiAlMg (15% Ca, 45% Si, 5% Al, 5% Mg, 40% Ni, restul fier), utilizate în proporţie de 0,3—2 %, modificarea efectuîndu-se în oala de turnare, prin procedeul Sandwich.

Din aliajele Fe—C astfel modificate s-au turnat probe (bare cu diametrul între 10 — 30 mm) în forme obişnuite din amestec de formare (nisip cuarţos, bentonită, dextrină) şi forme de grafit ; epruvetele au fost supuse unui regim experimental de tratament termic de recoacere de grafitizare (menţinerea la 850°C, timp de 3 h), aplicat în trei variante :

— tip *A*, cu răcire în aer ;

— tip *B*, cu răcire în cuptor ;

— tip *C*, cu palier de menţinere la 400°C, timp de 2 h şi răcire în cuptor.

Studiul metalografic al epruvetelor astfel tratate au evidenţiat următoarele :

a) la topiturile cu conţinut ridicat de carbon şi siliciu (2,35 — 2,40%C şi 0,9 — 1,2 % Si) în structura de turnare a apărut grafit eutectic fin, repartizat interdendritic punctiform ; după recoacere, structura a prezentat un grafit lamelar dispus în cuiburi, identic cu separările de grafit de la fonta cenuşie obişnuită eutectică, cu conţinut ridicat de siliciu şi aluminiu ;

b) modificările cu prealiaje cu elemente inoculante de tipul calciului şi bariului (conform tehnologiei originale menţionate în primul studiu japonez referitor la această categorie de aliaje speciale [2]) nu a dus la rezultate satisfăcătoare şi reproductibile, tratamentele termice de recoacere aplicate nefiind adecvate pentru obţinerea unor separări de grafit nodular ;

c) o structură de recoacere similară cu cea indicată de cercetătorii japonezi menţionaţi s-a obţinut în cazul unei topituri cu 2,1 % C şi 1,1 % Si, modificată înainte de turnare cu 1,5 % preliaj NiMg (80/10) şi 0,02 % FeB (tip 73/27), dezoxidată anterior cu 0,1% Al şi supusă apoi tratamentului tip B menţionat.

Cercetările efectuate au evidenţiat şi influenţa deosebită a vitezei de răcire la solidificare asupra tipului de structură de turnare, a gradului ei de finisare şi a comportării acesteia la regimul ulterior de tratament termic (tab. 1) ; deşi aceste rezultate prezentau o serie de elemente noi, originale şi interesante, în continuare, studiile efectuate au abordat numai clasa de aliaje tip Adamit fără grafit în structură.

Pe baza acestor prime experimentări menţionate, în 1971 şi 1972, s-au turnat la scară industrială o serie de 16 cilindri de laminor din aliaj tip Adamit fără grafit în structură (cilindri tip Ø 450×900, Ø 750×900 şi Ø 710×1 100 mm, destinaţi liniei de profile mijlocii şi benzi de la C.S.H.) ; compoziţia chimică a fost cuprinsă între limitele : 1,92 — 2,09 % C,

Tabelul 1

Aliaje tip Adamit turnate în forme din grafit, preîncălzite la diferite temperaturi, recoacere de grafitizare tratament tip B

Simbolul șarjei	Conținutul de carbon, %	Tratamentul de modificare	Duritatea Brinell					
			Temperatura de preîncălzire a formei, °C					
			25		400		800	
			T	*R*	*T*	*R*	*T*	*R*
7—C41	1,80	Modificat cu 0,5% prealiaj tip CaSiMgBa	591	366	480	330	440	314
8—C42	1,80	Modificat cu 0,75% prealiaj tip CaSiMgBa	531	408	493	336	487	253
9—C43	1,90	Modificat cu 1,0% prealiaj CaSiMgBa	466	391	450	360	429	304
10—C51	1,90	Modificat cu 1% prealiaj tip CaSi	447	356	425	334	401	321
11—C13	1,80	Nemodificat	547	357	458	318	438	275
12—C22	2,35	Modificat cu 1,5% prealiaj tip AlMg	453	260	443	230	443	211

Observație: *T* — *turnat*; *R* — *recopt.*

0,65—1,0% Si, 0,62—0,74% Mn, 0,027—0,040% P, 0,010—0,019% S, 0,83—1,06% Cr, 1,53—1,88 % Ni și 0,34—0,43 % Mo [3].

Tehnologia de turnare a cilindrilor mari de laminor din oțel hipereutectoid cu carbon ridicat, stabilită de colectivul de cadre didactice de la I.P.B., cuprinde o serie de elemente noi, originale, cu caracter de prioritate :

a) turnarea verticală cu alimentare prin sifon, cu atac tangențial situat la 2/3 din înălțimea fusului inferior;

b) piesa brută turnată de formă cilindrică (nu poligonală ca la cilindrii turnați din oțel obișnuit) este obținută în formă de turnare tip Compound (tăblia în formă metalică căptușită și fusurile în forme obișnuite din amestec pe bază de nisip cuarțos-bentonită-argilă);

c) finisarea structurii de turnare prin modificare cu un prealiaj complex (cu efect inoculant și dezoxidant avansat) din sistemul SiCaAlMgNi (29,24% Si, 8,13 % Ca, 9,55% Al, 6,17% Mg, 33,22% Ni, restul fier).

Structura de turnare este formată din circa 20% carburi primare și secundare (cu 800—850 μHV 0,1) și o masă metalică perlito-bainitică (perlito-martensitică) cu 360—400 μHV 0,1; pe ansamblu, microduritatea structurii de turnare este de 450 — 490 μHV 0,1.

Durităților obținute la cilindrii turnați experimental au fost de 394 — 396 *HB* pentru fusul inferior, 396—399 *HB* pentru tăblie și 391—396 *HB* pentru fusul superior; în vederea efectuării unei eboșări raționale, s-a întocmit o primă variantă de tratament termic primar și anume o recoacere la 800°C, timp de 15 h (cu un palier de menținere la 600°C, timp de 6 h), o răcire în trepte (cîte 35°C/h) pînă la 600°C (timp de 12 h) și o răcire lentă cu cuptorul cu vatra închisă. S-au obținut astfel durități de 267 — 285 *HB* pentru fusul inferior, 260—287 *HB* pentru tăblie și 267—284 *HB* pentru fusul superior.

Tratamentul termic secundar a constat dintr-o călire în ceață de la 850°C și revenire la 520°C; după călire, durităților, măsurate cu ciocanul Poldi, s-au majorat la 290—310 *HB* pentru fusul inferior, 380—440 *HB* pentru tăblie și 290—310 *HB* pentru fusul superior.

Prin modelarea fizică a procesului de tratament termic efectuată în laborator pe probe de aliaj Adamit (1,93%C, 0,76%Mn, 0,87%Si, 0,35%P, 0,016% S, 0,98% Cr, 1,68% Ni și 0,36% Mo), s-a definitivat atît regimul de tratament termic primar, cît și cel secundar [4].

În prezent, este asimilată tehnologia de turnare a cilindrilor din aliaj tip Adamit, care cuprinde și elemente ale procesului tehnologic stabilit de I.P.B. în 1973.

Dintre elementele noi și interesante ale acestei tehnologii se pot enumera :

a) realizarea unui nou prealiaj modificator din sistemul complex CaSiAlBaMgTi (3—10% Ca, 7—12% Al, 1—5%Ba, 1—8%Mg, 3—5%Ti, rest siliciu), elaborat în cuptoare electrice cu arc, bazice, utilizat pentru finisarea structurii

de turnare și în special redistribuirea cementitei libere și a carburilor complexe; prealiajul, elaborat la scară semiindustrială la ICEM-București (9,38% Al, 3,01%Ca, 2,28% Ba, 4, 16%Ti, 2,10% Mg și restul siliciu), s-a dovedit a fi deosebit de eficient și a dus la îmbunătățirea calității cilindrilor turnați de I.M.G. — București, în perioada 1973—1974;

b) optimizarea solidificării printr-o redistribuire controlată a cîmpurilor de temperatură pe secțiunea piesei turnate (alimentarea prin sifon pentru umplerea fusului inferior și tăbliei și turnarea directă pentru fusul superior); utilizarea unui răcitor interior (bară din OL 38, cu diametrul de 30 mm pentru cilindri de 11 t/buc.) suspendat în zona fusului superior și a tăbliei, amplasat deci cu axa termică, cu scopul amorsării cristalizării atît la interfața cu forma de turnare, cît și în zona axială centrală, pentru evitarea porozităților axiale, segregațiilor, micșorarea tensiunilor termice ale crustei și miezului și concentrarea retasurii sub formă de retasură superioară deschisă, care să poată fi eliminată din piesă prin maselotare obișnuită.

Rezultatele pozitive obținute la turnarea din aliaj tip Adamit a cilindrilor calibrați pentru linia de profile mijlocii de la C.S. Hunedoara au condus și la realizarea de experimentări semiindustriale, în vederea turnării de cilindri netezi (necalibrați) tip Ø700 × 1 100 mm (cilindri de lucru) de la U.L.T.—Galați (cajele TRIO); astfel în 1972, la I.M.G.—București, au fost turnați doi cilindri de cîte 11 t din aliaj tip Adamit cu compoziția chimică între limitele: 1,8—2,0 %C, 0,7—0,9 %Si, 0,50—0,95 %Mn, 0,01—0,03 %P, 0,017—0,020 %S, 0,8—1,1 %Cr, 0,3—0,5 %Mo și 0,0200 — 0,0600 %N.

S-au păstrat elementele tehnologice prezentate de la cilindrii de profile, dar în locul nichelului (1,5—1,8%N) s-a utilizat alierea cu azot, avînd în vedere faptul că acesta are o acțiune similară de extindere a domeniului de stabilitate a austenitei și favorizează apariția structurilor aciculare cu duritate mare, dar omogene și suficient de tenace.

Pentru astfel de aliaje cu structura primară austenitică, literatura de specialitate indică ca optim un raport specific Cr/N între 30 și 100; pentru cilindrii turnați de la U.L.T.—Galați s-au obținut pentru acest raport valori de 38,4 și respectiv 36,4. Structura de turnare obținută a fost de tip ledeburitic, cu perlită și martensită aciculară și rețea de cementită liberă și carburi complexe, dispuse tot acicular în masa metalică (tip Wiedmannsttätten); pentru epruvete prelucrate din probe tip treflă, turnate odată cu cilindrii, s-au obținut rezistența la tracțiune de 51,4 — 53,6 daN/mm² și durități de 321—339 *HB* pentru fusuri și 383—411 *HB* pentru tăblie (măsurate direct pe cilindru cu ciocanul Poldi).

Ulterior la U.L.T. — Galați s-a realizat o instalație specială de călire în ceață pentru cilindrii din aliaj tip Adamit, turnați la I.M.G.B. și elemente din procesul de fabricație stabilit de I.P.B.

Cercetările privind posibilitățile de înlocuire a nichelului prin azot, în vederea obținerii unor fonte cu structuri similare de tip perlitic,

Tabelul 2

Uzarea prin ire are mecanică, uscată și abrazivă a unor aliaje turnate destinate cilindrilor de laminor

Nr. crt.	Tipul aliajului încercat	Compoziția chimică, %								Duritate Brinell	Pierderi specifice la uzare* g/cm²·h 10^{-3}
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni		
1	Aliaj Adamit brut turnat nemodificat	1,92	1,08	0,70	0,106	0,024	1,10	0,40	1,85	390	188
2	Aliaj Adamit brut turnat, modificat cu 0,7% prealiaj CaAlMgNi	1,98	1,10	0,62	0,090	0,019	0,89	0,34	1,53	397	167
3	Aliaj Adamit, nemodificat recopt 3 h la 780°C	1,92	1,08	0,70	0,106	0,024	1,10	0,40	1,85	310	298
4	Oțel OT 60, formă din amestec	0,37	0,39	0,28	0,0090	0,08	—	—	—	172	260
5	Fontă albă cu nichel, formă metalică	2,68	1,29	0,23	ND	ND	0,88	ND	2,52	632	347
6	Fontă albă cu mangan, formă metalică	2,64	1,23	2,43	ND	ND	2,04	ND	1,04	555	358
7	Fontă albă cu crom, formă metalică	2,70	1,25	0,24	ND	ND	3,12	ND	1,12	585	321
8	Cilindru nr. 6308—UOR (crustă dură, indefinită)	3,09	0,97	0,54	0,27	0,061	0,59	0,45	1,45	415	543
9	Cilindru nr. 264×295/641 —C.S.H. (crustă dură, definită)	3,76	0,62	0,75	0,57	0,54	0,59	0,19	0,72	363	732

Observație: *) Uzare la uzurometrul tip MU1—CTF (cupla știft încercat/disc martor metalic, tip IV—1—a, STAS R 8069-67; regim mediu de frecare uzare; $P = 0{,}681$ daN/cm² și $v_r = 2{,}43$ m/s)

rezistente la uscare prin frecare mecanică și abrazivă, destinate turnării cilindrilor de laminor, au continuat. S-a demonstrat posibilitatea reducerii conținutului de nichel cu 20—40 % prin utilizarea alierii suplimentare cu mangan (1,0—1,4 %), bor (0,03—0,05 %) și azot (0,0100—0,0200 %). Introducerea elementelor de aliere se face prin metoda Sandwich, în oala de turnare, cu ajutorul unor brichete exoterme realizate prin peletizare, cu următoarea compoziție: 78 % prealiaj metalic (2,44 %C, 45,7 % Ni, 23,2 %Cr și 9,55 %Si), 4 % pulbere de aluminiu, 12 % azotat de sodiu și 6 % silicat de sodiu.

Se poate concluziona că atît particularitățile de exploatare, cît și cerințele de calitate impuse cilindrilor de laminor variază foarte mult de la un tip de laminor la altul, de la o cajă la alta și de la un tip de laminat la altul, fapt care face dificilă analiza detaliată a solicitărilor de natură tribometrică și metalurgică și necesită utilizarea unei game largi de aliaje turnate pentru fabricarea acestor piese, fiecare dintre ele fiind optimă (tehnic, dar și economic) pentru un anume caz particular, în prezent dificil de identificat teoretic [7] (tab. 2).

Rămîne deci deschisă problema realizării și asimilării de noi aliaje turnate cu calități superioare, care să prezinte durabilități sporite pentru fiecare tip de cilindri de laminor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Chira, I. *Cercetări de laborator privind obținerea de oțeluri bogate în carbon, cu grafit nodular.* Studii și Cercetări de Metalurgie, C.C.M. — I.P.B., vol. I, 1971, p. 707—715.

[2] Ototani, T. și Masuko, Y. *Study on nodular graphite steel rols.* În: Tetsu-To-Hagane Overseas, Japonia, vol. 2, nr. 4, 1962, p. 32—42.

[3] Chira, I., Brabie, V. și Ripoșan, I. *Experimentări pentru stabilirea tehnologiei de fabricație a cilindrilor mari de laminor, turnați din oțel hipereutectoid cu carbon ridicat tip ADAMIT, destinați liniilor de profile și benzi.* În: Studii și Cercetări de Metalurgie, C.C.M. — I.P.B., vol. III, 1973, p. 319—323.

[4] Sofroni, L., Popescu, N., Dumitrescu, C. și Chira, I. *Aciers coulés faiblement alliés à teneurs élevées en carbone, à grande resistance a l'usure abrasive.* Comunicare la al 40-lea Congres Internațional de Turnătorie, Moscova, 1973.

[5] Filipenkov, A. A. *Litie valki iz Komplexnoleghirovannoi stali.* În: Liteinoe Proizvodstvo, U.R.S.S., 9, 1974, p. 39—40.

[6] Sofroni, L., Ripoșan, I., Cernat, C., Chira, I. și Grădinaru, C. *L'alliage complexe des fontes destinées à la coulée des cylindres de laminoirs à croûte dure en vue de diminuer la teneur en nickel.* Comunicare la al 42-lea Congres Internațional de Turnătorie, Lisabona, 1974.

[7] Chira, I. și Ripoșan, I. *Particularitățile uzării cilindrilor de laminor și mărirea durabilității lor prin încărcare prin sudare.* În: Metalurgia, 27, R.S.R., nr. 5, 1975, p. 266—271.

REVISTA REVISTELOR

Slevarenstvi, R.S.C., nr. 2—3, 1985

Dezvoltarea și fabricarea utilajelor de turnare la întreprinderea SKODA, Plzen, p. 51 — Evaluarea economică a investițiilor în industria de turnare, p. 53 — Posibilități de îmbunătățire a condițiilor de muncă în atelierele de curățire, p. 57 — Tăierea cu flacără a maselotelor cu ajutorul roboților, p. 60 — Noi posibilități de utilizare a maselotelor sferice la maselotarea pieselor turnate, p. 62 — Elaborarea miezurilor dintr-un amestec organic cu autoîntărire pregătit în mixerul AMD 4S, p. 65 — Dezvoltarea pe termen lung a turnătoriilor de metale feroase, p. 68 — Evaluarea proprietăților igienice ale amestecurilor cu autoîntărire cu liant alchidic, p. 75 — Sisteme de alimentare a pieselor turnate din fontă cenușie — proiectul programului de calcul, p. 78 — Experiment-model pentru regenerarea umedă a amestecurilor cu silicat de sodiu și problemele utilizării, p. 85 — Posibilitatea mecanizării fabricării formelor și miezurilor cu ajutorul amestecurilor cu autoîntărire, p. 90 — Dezvoltarea unui furnal pentru procedeul continuu la întreprinderea SKODA, Plzen, p. 92 — Prevenirea sindromului dureros vertebrogen din metalurgie, p. 95 — Procesmodel de maselotare optimă a tamburului de cablu din oțel, p. 96 — Clasificarea pieselor turnate, ca o bază pentru automatizarea pregătirii tehnice a producției din turnătorii, p. 100 — Aplicarea și calcularea răcitorilor exteriori, p. 102 — Defectele de suprafață ale pieselor turnate de precizie elaborate în forme ceramice cu suporți proprii, p. 104.

Slevarenstvi, R.S.C., nr. 4, 1985

Index tehnic și economic al turnătoriilor — probleme ale formării și aplicării lor, p. 137 — Aprecierea proprietăților amestecurilor de formare și de miezuire pentru piesele grele, p. 142 — Oboseala termică a fontelor cenușii, p. 147 — Folosirea materialelor pulverizate adiționale turnătoriei, p. 153 — Folosirea materialelor ceramice auxiliare din producția cehoslovacă la turnarea aliajelor din aluminiu, p. 158.

Slevarenstvi, R.S.C., nr. 5, 1985

Activitatea economică și politică a directorilor de întreprinderi din resortul ministerului metalugiei și mecanicii grele, p. 177 — Producția de piese din fontă cu grafit nodular fără tratament termic, p. 180 — Model de creștere a formei compoziție a grafitului și corelarea sa la sistemele reale de fontă grafitică, p. 190 — Uzura abrazivă a fontei cu grafit nodular, p. 197 — Experiența producției de forme de turnare și amestecuri autoîntăritoare în turnătoriile întreprinderii naționale T2V RSR Prinec, p. 202.

Prof. dr. ing. V. I. Popescu
Institutul politehnic — București
ing. S. Drăghici, ing. G. Cojocaru,
ing. L. Tămăjdan, ing. I. Goldan,
ing. S. Butnaru și ing. D. Moglan
C.U.G. — Iași

Forjarea cu răcire prealabilă

CZ: 621. 73

Pentru închiderea și sudarea defectelor de material care se datoresc contracției din zona centrală a lingourilor mari, în unele cazuri se folosește forjarea cu răcire prealabilă. În esență, acest procedeu, propus de Tateno și Shikano [1], denumit ulterior și procedeul JTS, constă din încălzirea lingoului în condiții normale, forjarea cepului de manipulare, biletarea și transformarea secțiunii rotunde în secțiune pătrată, la un coroiaj cît mai mic, colțurile pătratului putînd rămîne rotunde. În continuare, semifabricatul prismatic se încălzește la temperatura maximă admisă de oțelul respectiv, se menține în cuptor pentru uniformizarea temperaturii mai mult decît de obicei cu 20—30%, se scoate din cuptor și se răcește în aer pînă cînd temperatura suprafeței scade la 700—800° C, iar după aceea se forjează cu berbecul și nicovala la forma și dimensiunile celor din figura 1.

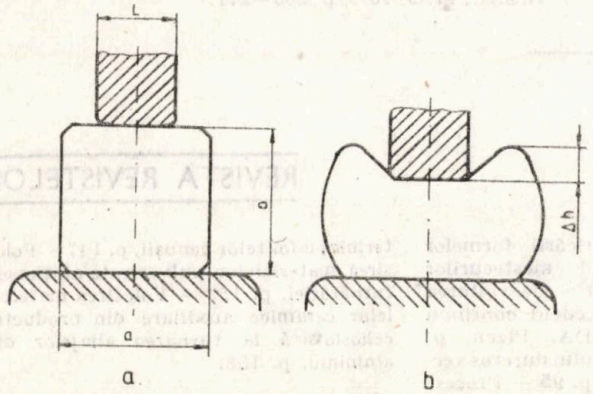


Fig. 1. Forma și dimensiunile sculelor și semifabricatului: *a* — Înainte de deformarea plastică; *b* — După deformarea plastică

În general, lungimea L a berbecului este egală cu 0,7 din latura a a secțiunii transversale a semifabricatului. Uneori ambele scule, atît berbecul cît și nicovala, sînt mai mici decît grosimea semifabricatului. Pentru ca deformarea plastică prin comprimare să pătrundă pînă în axa semifabricatului și să favorizeze în acest fel închiderea și sudarea defectelor de material din zona centrală, reducerea Δh la forjarea pe o latură trebuie să fie de 15—20%, în cazul cînd nicovala este normală, și de 8—10% cînd ambele scule sînt înguste.

După forjarea cu una sau cu ambele scule înguste, semifabricatul se reîncălzește la temperatura maximă admisă și se forjează între scule plane obișnuite. La început se aplatizează marginile rămase nedeformate de la forjarea precedentă (fig. 1, *b*) și se continuă forjarea fără întoarcere pe cant, pînă cînd raportul dintre baza și înălțimea dreptunghiului devine egal cu 1,5—1,6. După obținerea unui dreptunghi cu $b/h = 1{,}5 - 1{,}6$, forjarea se continuă în mod obișnuit, fără alte restricții, pînă la obținerea dimensiunilor dorite.

Din cele de mai sus, se observă că principala particularitate a procedeului de forjare cu răcire prealabilă constă în aceea că diferența dintre rezistența la deformarea plastică a zonelor centrală și periferică, realizată prin răcirea prealabilă a suprafeței, precum și influența formei sculelor, mai înguste decît semifabricatul, sînt folosite în scopul creșterii efectului de forjare sub influența tensiunilor de comprimare în zona axială. Aplicarea acestui procedeu la una din firmele japoneze a permis reducerea procentului de rebuturi la forjarea rotoarelor de turbină de la 39,5 la 8% [1].

În vederea stabilirii parametrilor tehnologici de încălzire, răcire și forjare după procedeul de mai sus, la Combinatul de utilaj greu — Iași au fost efectuate o serie de încercări experimentale. Primele experiențe au avut ca scop stabilirea variantei optime de răcire a semifabricatului, în aer liniștit sau în curent de aer, insuflat prin duze amplasate concentric și la înălțimi diferite. Pentru aceste experimentări, s-a folosit un lingou din oțel OLC 45, în care, după debitarea maselotei, pentru introducerea termocuplurilor și măsurarea temperaturii în centru, la 1/2 R și la margine, s-au executat trei găuri (fig. 2).

După ce a fost încălzit la 1 200° C, cu menținere îndelungată pentru uniformizarea temperaturii, lingoul a fost scos din cuptor și răcit.

Curbele de variație a temperaturii lingoului în cele trei zone, atît la răcirea în aer liniștit, cît și la răcirea în curent de aer, sînt prezentate în figura 3.

Avînd în vedere că diferența dintre valorile obținute în cele două variante de răcire este foarte mică și se referă numai la zona periferică, s-a considerat că răcirea în aer liniștit este mai indicată, comparativ cu răcirea în curent de aer.

Din figura 3 se mai observă că la lingoul cu diametrul de 820 mm răcirea miezului începe cînd temperatura suprafeței coboară sub 800 °C. Din aceste considerente se poate aprecia că, la

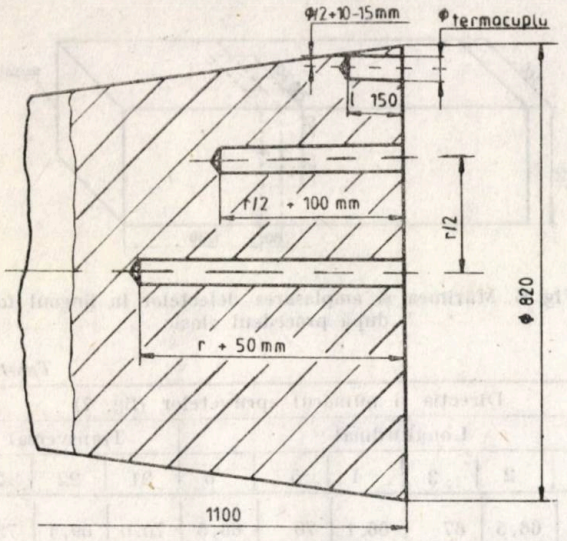


Fig. 2. Locul de amplasare a termocuplurilor în lingoul experimental

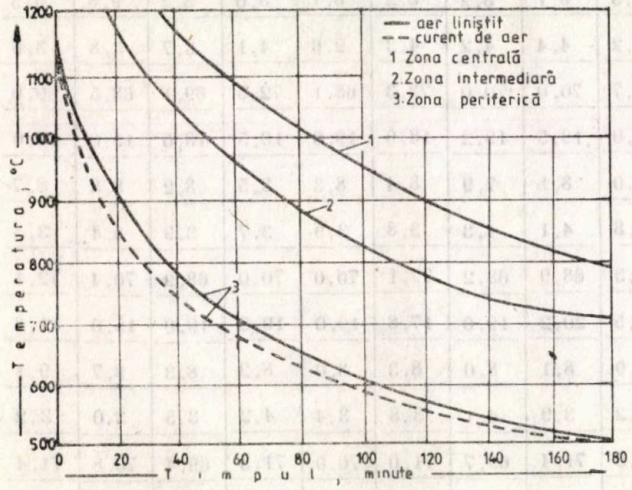


Fig. 3. Curbele de variație a temperaturii lingoului în centru, la 1/2 R și la margine

răcirea în aer liniștit a lingourilor sau a semifabricatelor cu diametrul sau latura mai mare de 800 mm, temperatura miezului se menține constantă și egală cu temperatura de încălzire pînă cînd temperatura la suprafață coboară sub 800° C.

Experiența următoare a constat în forjarea a două lingouri din oțel OLC 45, turnate din aceeași șarjă și cu masa de 25 t fiecare. Diametrul mediu al lingourilor a fost de 1 350 mm.

În cazul forjării cu răcire prealabilă, lingoul încălzit la 1 250° C a fost biletat la 1 260 mm și din același cald s-a forjat cepul de manipulare și s-a executat întinderea la pătrat de 900 × 900 mm, cu colțurile fără muchii ascuțite.

După forjare, lingoul a fost normalizat în scopul măririi penetrabilității ultrasonice și supus controlului ultrasonic pe două fețe adiacente.

În figura 4 se prezintă harta defectelor depistate la controlul ultrasonic în semifabricatul prismatic cu grosimea 900 × 900 mm, coroiaj 1,53.

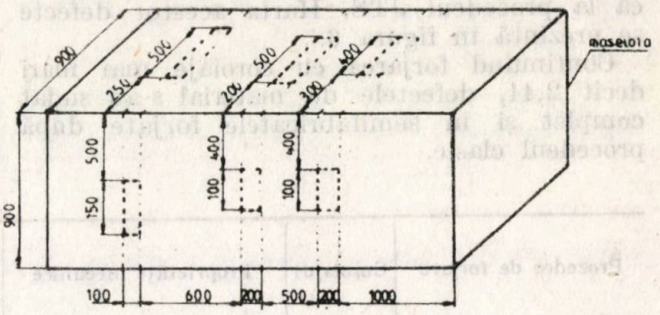


Fig. 4. Mărimea și amplasarea defectelor înainte de aplicarea procedeului de forjare cu răcire prealabilă

În continuare, semifabricatul cu latura de 900 mm a fost reîncălzit la 1 250° C, cu menținere mai îndelungată pentru uniformizarea temperaturii și răcit în aer liber, timp de aproximativ o oră, pînă cînd temperatura suprafeței a coborît la 750 — 800 °C. După răcire, semifabricatul a fost forjat cu scule înguste, așa cum rezultă din figura 5.

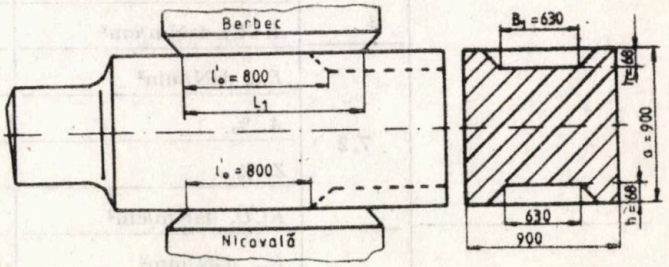


Fig. 5. Forjarea semifabricatului cu scule înguste

A urmat a treia reîncălzire la 1 250°C și forjarea la ◫ 760 mm, coroiaj $C = 2{,}44$. Semifabricatul cu secțiune pătrată și latura de 760 mm a fost din nou normalizat și supus controlului ultrasonic pe două fețe adiacente. În urma controlului ultrasonic, s-a constatat că, după forjarea cu coroiajul 2,44, defectele de material (fig. 4) au fost închise și sudate în întregime.

Menținîndu-se un calup pentru prelevarea epruvetelor de tracțiune și rezilienă, în direcție longitudinală și transversală, restul materialului a fost forjat după procedeul clasic la secțiunile ◫ 540 mm și 440 mm, realizîndu-se coroiajele : $C = 4{,}83$ și $C = 7{,}28$.

Cel de al doilea lingou a fost forjat după procedeul clasic, la aceleași coroiaje ca și primul. La primul control ultrasonic, după forjarea cu coroiajul $C = 1{,}53$, harta defectelor a fost asemănătoare cu cea din figura 4. După controlul ultrasonic, semifabricatul a fost din nou încălzit și forjat la ◫ 760 mm, coroiaj 2,44. La controlul ultrasonic al semifabricatului prismatic cu latura de 760 mm, forjat după procedeul clasic, s-a constatat că defectele s-au mai redus, dar nu s-au sudat în întregime ca la procedeul JTS. Harta acestor defecte se prezintă în figura 6.

Continuînd forjarea cu coroiaje mai mari decît 2,44, defectele de material s-au sudat complet și în semifabricatele forjate după procedeul clasic.

Pentru a stabili în ce măsură se diferențiază proprietățile mecanice obținute după forjarea cu răcire prealabilă, comparativ cu forjarea clasică, din semifabricatele forjate cu coroiajele : 2,44 ; 4,83 și 7,28, normalizate în aceleași

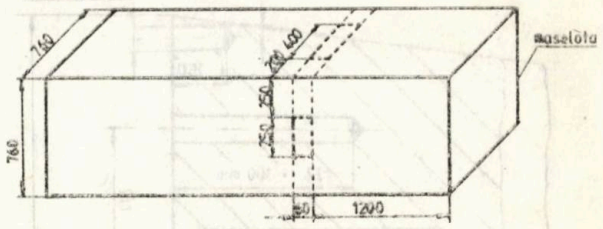


Fig. 6. Mărimea și amplasarea defectelor în lingoul forjat după procedeul clasic

Tabelul 1

Procedee de forjare	Coroiajul	Proprietăți mecanice	Direcția și numărul epruvetelor (fig. 7)								
			Longitudinal						Transversal		
			1	2	3	4	5	6	21	22	23
Clasic	2,44	R_m, da N/mm²	66,9	66,5	67	66,1	70	66,5	70,0	69,4	73,0
		A, %	20,0	21,5	20,5	20,5	17	22	19	12	15,3
		Z, %	8,5	8,1	8,2	8,2	8,7	8,0	8,2	9,8	9,3
		KCU, daNm/cm²	4,2	4,4	4,2	4,3	2,6	4,1	3,7	3,8	3,6
	4,8	R_m, daN/mm²	68,7	70,0	70,0	73,3	68,1	72,5	69,1	68,5	69,0
		A, %	18,0	19,5	19,2	18,0	19,0	18,5	18,0	15,0	17,0
		Z, %	8,0	8,1	7,9	8,4	8,3	8,5	8,2	8,8	8,7
		KCU, daNm/cm²	3,8	4,1	4,3	3,8	3,9	3,7	3,9	3,4	3,5
	7,2	R_m, daN/mm²	69,3	68,9	68,2	72,1	70,0	70,0	68,9	70,4	72,1
		A, %	18,5	20,2	19,0	17,8	19,0	19,5	19,0	15,0	11,6
		Z, %	7,9	8,1	8,0	8,3	8,0	8,2	8,3	8,7	9,1
		KCU, daNm/cm²	4,2	3,9	4,1	3,8	3,4	4,2	3,5	3,0	3,2
Cu răcire prealabilă	2,44	R_m, daN/mm²	69,5	71,4	69,7	71,0	70,0	71,3	69,4	70,8	71,4
		A, %	17,5	20,0	20,0	18,5	20,0	20,0	18,3	16,0	18,0
		Z, %	8,3	8,4	8,2	8,5	8,5	8,4	8,7	8,6	8,6
		KCU, daNm/cm²	3,5	3,9	3,1	3,2	3,0	3,4	4,3	3,7	3,6
	4,8	R_m, daN/mm²	69,0	67,9	72,7	69,2	68,7	69,0	66,6	65,6	66,4
		A, %	19,0	18,2	17,0	17,5	15,0	17,0	16,6	15,3	15,0
		Z, %	8,4	8,5	8,5	8,5	8,8	8,5	8,7	8,9	8,9
		KCU, daNm/cm²	3,3	3,2	3,3	3,7	4,1	3,1	3,7	2,9	3,4
	7,2	R_m, daN/mm²	69,3	67,0	66,4	65,4	68,7	64,9	69,8	65,3	65,5
		A, %	17,0	19,0	18,0	16,5	14,0	19,0	17,3	16,0	14,6
		Z, %	8,4	8,3	8,5	8,4	8,6	8,3	8,3	8,5	9,1
		KCU, daNm/cm²	3,6	3,7	4,4	3,5	3,4	4,4	3,5	3,1	3,8

condiții, au fost prelevate epruvete de tracțiune și de rezilienţă atît în direcție longitudinală, cît și în direcție transversală. Locul de prelevare a epruvetelor este indicat în figura 7.

În figura 7 zonele haşurate și marcate cu *1—6* reprezintă locul de prelevare a epruvetelor longitudinale, iar marcajele *21—23* reprezintă locul de prelevare a epruvetelor transversale. Pentru a se obține o medie de cel puțin două valori, majoritatea epruvetelor au fost dublate prin simetricul lor, ca de exemplu: *2—2'*; *3—3'* și *4—4'*, iar în cazurile în care acest lucru n-a fost posibil, cazul epruvetelor axiale *5*, pentru cea de a doua epruvetă, s-a mai folosit un semifabricat.

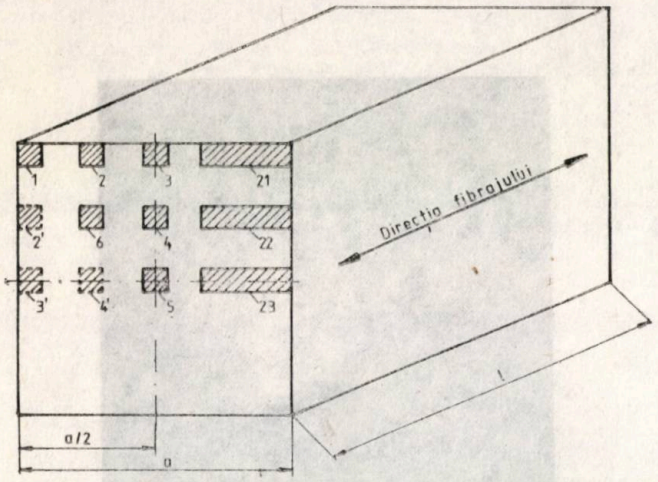


Fig. 7. Modul și locul de prelevare a epruvetelor

Valorile proprietăților mecanice, reprezentînd media a două sau trei încercări, obținute prin cele două procedee de forjare, sînt centralizate în tabelul 1.

Din analiza rezultatelor centralizate în tabelul 1 și a modului de sudare a defectelor de material, rezultă că la forjarea cu coroiaje egale sau mai mari decît 2,5 diferența dintre valorile proprietăților mecanice obținute prin cele două procedee de forjare este nesemnificativă. În schimb, la forjarea cu coroiaje mai mici, sudarea defectelor de material se produce cu intensitate mai mare în cazul aplicării procedeului JTS, ceea ce desigur influențează pozitiv asupra proprietăților mecanice. Rezultă că forjarea cu răcire prealabilă este indicată numai în cazurile în care nu se poate realiza un coroiaj de cel puțin 2,5.

În vederea aplicării procedeului JTS pentru stabilirea timpului de răcire prealabilă a semifabricatelor cu latura $a \geqslant 800$ mm, criteriul cel mai sigur îl constituie temperatura suprafeței. În aceste situații, forjarea cu scule înguste poate începe cînd temperatura suprafeței scade pînă la 800 ° C. Pentru semifabricatele mai subțiri, se recomandă folosirea nomogramelor existente în literatura de specialitate [1], [2].

BIBLIOGRAFIE

[1] Tateno, M. și Shikano, S. *Studii asupra închiderii cavităților interne la forjarea pieselor grele.* În: Tetsu-to-Hagane Overseas, Japonia, vol. 3, nr. 2, 1963.

[2] Popescu, I., V. ș. a. *Studii și cercetări cu privire la închiderea și sudarea în timpul forjării a defectelor de material de tipul discontinuităților.* În: Metalurgia R.S.R., nr. 10, 1983.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 5, 1985

Studierea tehnologiei de metalizare a peletelor de minereu de fier în cuptoarele experimentale încrucișate — în contracurent cu cuvă, p. 17 — Căi de reducere a capacității de absorbție a energiei în cadrul procedeelor de elaborare a oțelurilor, p. 19 — Elaborarea aliajelor cu vanadiu în convertizor, p. 22 — Arderea suplimentară a gazelor evacuate în convertizor, p. 24 — Îmbunătățirea calității țaglei pentru țevi, p. 27 — Utilizarea fondanților complecși la elaborarea oțelului în convertizoare, p. 28 — Modificarea oțelului carbon, p. 29 — Mărirea rezistenței bolților la cuptoarele Martin, p. 35 — Îmbunătățirea indicatorilor de funcționare a cuptoarelor pentru arderea varului, p. 37 — Controlul permanent al temperaturii oțelului, p. 38 — Utilizarea deșeurilor de la fabricarea vanadiului pentru alierea oțelului, p. 39 — Metodă de calculare a parametrilor băilor la cuptoarele de reducere a minereurilor, p. 41 — Granularea zgurelor rezultate de la fabricarea ferocromului cu conținut mare de carbon, p. 43 — Sisteme automatizate de comandă în secțiile de laminare a tablei, p. 44 — Calcularea forțelor critice și a reducerii laminatelor în cajele verticale ale liniilor de laminare la cald pentru tablă, p. 47 — Stabilirea abaterii de la planitate a benzii după diagrama de distribuție a solicitărilor, p. 49 — Sistem de măsurare a grosimii metalului pe laminorul 1700, p. 51 — Optimizarea regimurilor de laminare în blocurile finisoare de mare viteză ale laminorului 150, p. 52 — Perspectivele măririi preciziei țevilor trase fără sudură, p. 54 — Utilizarea pe laminorul Pilger a dornului și a inelului dornului de construcție nouă, p. 58 — Perfecționarea tehnologiei de fabricație a cordului metalic, p. 59 — Extinderea domeniului de utilizare a cablurilor cu miez metalic din trei toroane, p. 62 — Fabricarea prăjinilor de foraj cu racorduri sudate, p. 64 — Incluziuni nemetalice și structura oțelului microaliat 12H1MF, p. 66 — Îmbunătățirea proprietăților aliajului HNG2BM KTIu prin optimizarea compoziției, p. 69 — Influența prelucrării chimico-metalurgice asupra compoziției și proprietăților pulberilor tehnice, p. 72 — Rolul reparațiilor capitale în cadrul accelerării progresului tehnico-științific în ramură, p. 73 — Planificarea reparațiilor agregatelor metalurgice pe baza conducerii siguranței în funcționare, p. 77 — Planificarea reparațiilor agregatelor metalurgice pe baza normării grupate a efectivului de muncitori, p. 81 — Consumul de combustibil în cuptoarele de încălzire, p. 83 — Compararea indicatorilor energetici ai funcționării cuptoarelor termice cu camere de construcție diferită, p. 87 — Un complet de aparatură de reglementare pentru agregatele cu turbosuflante ale furnalelor, p. 90 — Mărirea siguranței și a securității sistemelor de alimentare cu oxigen, p. 91.

Cercetări experimentale cu privire la starea tensiunilor care apar în timpul forjării pe mașinile radiale

Ing. C. Chiriac și ing. C. Popescu
C.O.S—Tîrgoviște

CZ : 621.975

Forjarea pe mașinile radiale numite și mașini rotative, în comparație cu utilajele clasice, prese sau ciocane, prezintă ca principale avantaje : mărirea productivității, reducerea toleranțelor dimensionale și micșorarea costului. În schimb, în timpul forjării la aceste mașini, starea de tensiune este mai defavorabilă, fapt pentru care, în cazul adoptării unor parametri tehnologici necorespunzători, se reduc proprietățile mecanice ale produselor forjate. Această reducere se datorează în principal tensiunilor de întindere, care apar în timpul deformării plastice și care conduc la apariția unor amorse de rupere.

Macroscopic, felul tensiunilor care se creează în timpul deformării plastice poate fi pus în evidență și prin aspectul suprafeței frontale a semifabricatelor întinse prin forjare [1].

În figura 1 se prezintă aspectul macroscopic al suprafeței frontale la două semifabricate forjate cu utilaje diferite.

Din figura 1, *a*, se observă că, în cazul forjării la mașinile rotative, deformarea plastică prin comprimare nu a ajuns pînă la axa semifabricatului, fapt pentru care zona centrală s-a întins mai puțin decît cea periferică. Evident că, în acest caz, zona periferică, deformată sub influența tensiunilor de comprimare, a tras după sine și zona centrală, care s-a deformat sub influența tensiunilor de întindere.

În cazul forjării la prese hidraulice, figura 1, *b*, semifabricatul, deși a fost mai gros, s-a deformat numai sub influența tensiunilor de comprimare în întreaga secțiune, fapt evidențiat de întinderea mai pronunțată a zonei centrale. Anularea tensiunilor de întindere în acest caz contribuie la îmbunătățirea proprietăților mecanice ale produselor forjate.

a

b

Fig. 1

Pentru a stabili semnul și valoarea relativă a tensiunilor care apar în timpul forjării la mașinile rotative, au fost executate prin prelucrări mecanice cinci semifabricate de forma și dimensiunile indicate în figura 2.

Șuruburile introduse în semifabricatele din figura 2 au folosit la măsurarea deformării plastice locale în direcție radială, iar bucșa intermediară și miezul central de la cel de-al doilea capăt al semifabricatului au fost introduse pentru a permite curgerea liberă a materialului în direcție longitudinală.

După execuție, semifabricatele din oțel nealiat au fost încălzite la 1 100°C, timp de 2,5 h și

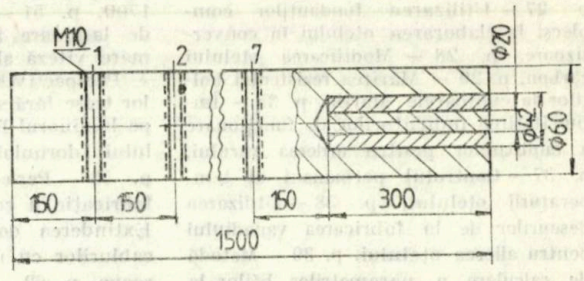


Fig. 2

forjate la mașina radială SX 16 cu gradul total de deformare plastică $\varepsilon_t = 24\%$ și cu reduceri pe trecere (deformări parțiale) de 2 ; 4 ; 6 ; 8 și 12 %. Unghiul de înclinare a suprafeței active a sculelor, numit și unghi de intrare, a fost de 7°.

Semifabricatele întinse prin forjare de la 60 la 45,6 mm diametru, dar cu un număr diferit de treceri, au fost secționate transversal în zona șuruburilor și longitudinal în porțiunea telescopică.

În zona șuruburilor, ca planuri de secționare au fost alese planurile care trec prin axa șuruburilor, figura 3, *a*.

Pe baza pasurilor șuruburilor deformate plastic s-au determinat deformările locale și neuniformitatea deformației în direcție radială.

Pentru calculul deformărilor locale, realizate cu una sau mai multe treceri, s-a folosit relația :

$$\varepsilon_l = \frac{p_0 - p_1}{p_0} \cdot 100 \ \%$$

în care : p_0 reprezintă pasul inițial al șurubului ;
p_1 — pasul după deformarea plastică.

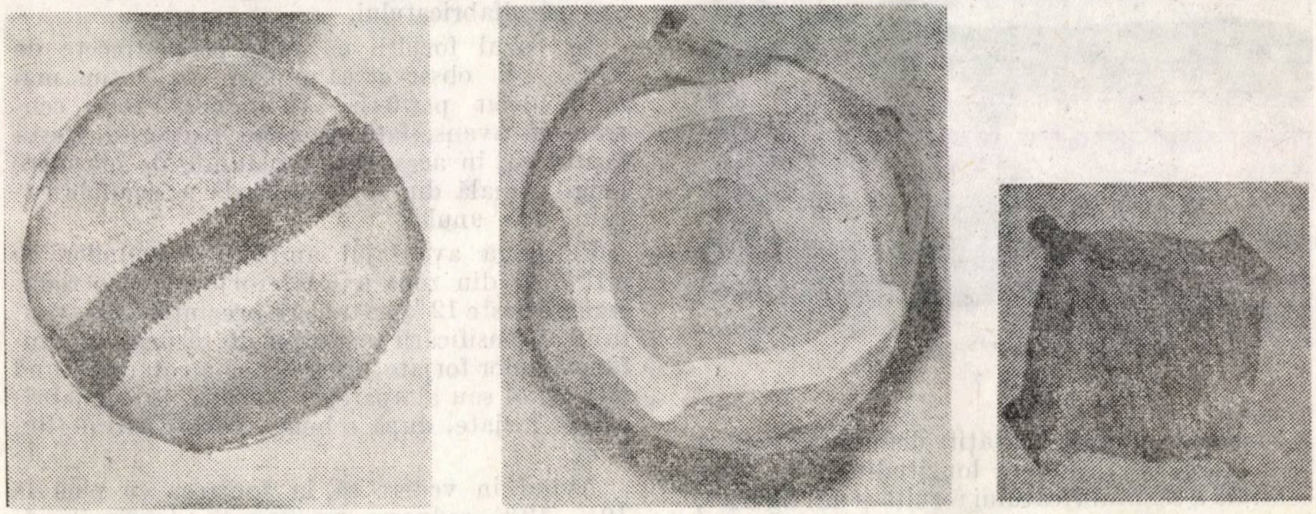
Întrucît dispersia rezultatelor obținute la cele șapte șuruburi a fost relativ redusă, sub 10 %, determinarea deformărilor locale s-a făcut pe baza mediei mărimii pasurilor la șuruburile *1* ; *4* și *7*.

Cu datele obținute au fost trasate curbele de variație a deformărilor locale, în direcție radială, în funcție de condițiile de forjare.

În figura 4 se prezintă variația deformării locale în direcție radială, pentru semifabricatul forjat cu cea mai mică reducere pe trecere (2 %), la care pentru realizarea reducerii de 24 % au fost necesare 12 treceri.

Din figura 4 se observă că deformarea locală a variat de la 5 % în zona centrală pînă la 59 % în zona periferică. În acest caz neuniformitatea deformației, calculată cu relația $\Delta\varepsilon = \varepsilon_{lM} - \varepsilon_{lm}$, în care ε_{lM} și ε_{lm} reprezintă deformările locale maxime și minime, s-a ridicat la 54 %.

Pentru sintetizarea rezultatelor, în figura 5, se prezintă prin suprapunere curbele de variație a deformărilor locale ε_l, în direcție radială,



a *b* *c*

Fig. 3

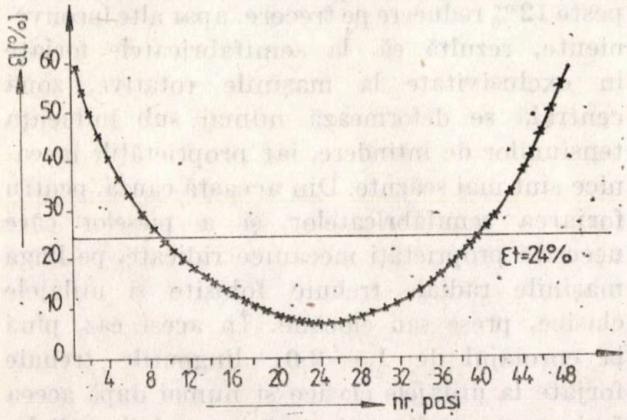


Fig. 4

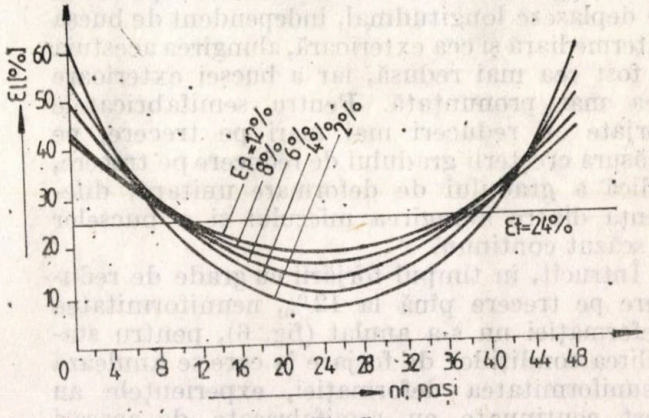


Fig. 5

în funcție de mărimea reducerii pe trecere, ε_p.

Din figura 5 se observă că pe măsura creșterii gradului de deformare unitară, exprimat prin reducerea pe trecere, neuniformitatea deformației scade continuu, fără însă a se anula.

Variația neuniformității deformației $\Delta\varepsilon$, în funcție de reducerea pe trecere ε_p, este reprezentată în figura 6.

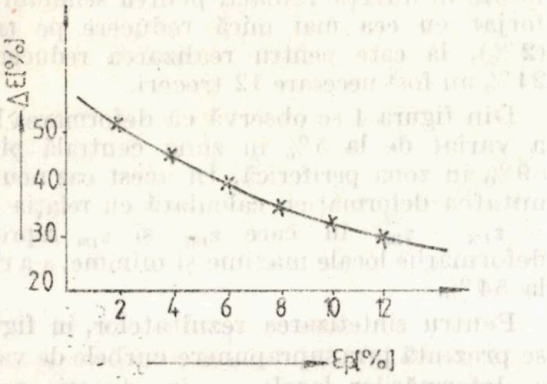


Fig. 6

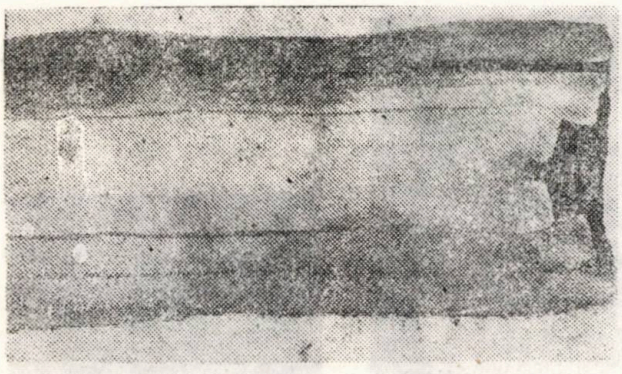


Fig. 7

Prezența neuniformității deformației și a tensiunilor de întindere longitudinală în zona centrală a semifabricatului rezultă și din figura 7, în care se prezintă aspectul secțiunii longitudinale în semifabricatul forjat cu 4% reducere pe trecere și 24% reducere totală. Din figura 7 se observă că, în cazul în care miezul a putut să se deplaseze longitudinal, independent de bucșa intermediară și cea exterioară, alungirea acestuia a fost cea mai redusă, iar a bucșei exterioare cea mai pronunțată. Pentru semifabricatele forjate cu reduceri mai mari pe trecere, pe măsura creșterii gradului de reducere pe trecere, adică a gradului de deformare unitară, diferența dintre alungirea miezului și a bucșelor a scăzut continuu.

Întrucît, în timpul forjării cu grade de reducere pe trecere pînă la 12%, neuniformitatea deformației nu s-a anulat (fig. 6), pentru stabilirea condițiilor de forjare la care se anulează neuniformitatea deformației, experiențele au fost continuate cu semifabricate de aceeași configurație, dar cu diametrul majorat la 120 mm. La capătul telescopic, semifabricatele au fost formate din patru bucșe și un miez. Forjarea în acest caz s-a executat la mașina radială SX 40, cu reduceri pe trecere de 8; 16 și 32% și cu gradul total de deformare plastică de 32%. Unghiul de înclinare a suprafeței active a sculelor a fost, și în acest caz, de 7°.

După forjarea la mașina SX 40, pentru semifabricatele forjate cu reduceri pe trecere de 8%, alura curbei de neuniformitate a deformației a fost aproximativ aceeași ca și în cazul semifabricatelor forjate la mașina SX 16 cu aceeași reducere pe trecere.

La semifabricatele forjate cu o reducere pe trecere de 16 și 32%, s-a intensificat tendința de răsucire a semifabricatelor și a șuruburilor, fapt pentru care deformările locale n-au mai putut fi măsurate cu exactitate.

Totuși, pe baza aspectului macroscopic al pasurilor și al diametrului șuruburilor, s-a putut constata că, la semifabricatele forjate cu 16 și 32% reducere pe trecere, deformarea plastică prin comprimare pătrunde pînă în axa semifabricatului.

În cazul forjării cu reduceri pe trecere de 32%, s-a observat că miezul s-a întins mai mult decît periferia. Întinderea zonei centrale în avans, față de zona periferică, atestă faptul că, în acest caz, tensiunile de întindere longitudinală din zona centrală a semifabricatului s-au anulat.

Pe lîngă avantajul anulării tensiunilor de întindere din zona axială, forjarea cu o reducere de peste 12% pe trecere prezintă și dezavantajul intensificării tendinței de răsucire a semifabricatelor forjate, după schema rotund-rotund (fig. 3, *b*) sau al apariției bavurii, la semifabricatele forjate, după schema pătrat-pătrat (fig. 3, *c*).

Avînd în vedere că, la forjarea cu pînă la 10 — 12% reducere pe trecere, tensiunile de întindere din zona axială se reduc proporțional cu creșterea gradului de deformare unitară, dar nu se anulează și că, în cazul forjării cu peste 12% reducere pe trecere, apar alte inconveniente, rezultă, că, la semifabricatele forjate în exclusivitate la mașinile rotative, zona centrală se deformează numai sub influența tensiunilor de întindere, iar proprietățile mecanice sînt mai scăzute. Din această cauză, pentru forjarea semifabricatelor și a pieselor care necesită proprietăți mecanice ridicate, pe lîngă mașinile radiale trebuie folosite și utilajele clasice, prese sau ciocane. În acest caz, pînă la coroiajul de 1,5—2,0, lingourile trebuie forjate la utilajele clasice și numai după aceea forjarea poate fi continuată la mașinile radiale.

Pentru produsele la care proprietăţile mecanice au o importanţă mai scăzută, forjarea poate fi executată în exclusivitate la maşinile radiale, realizînd în acest fel o productivitate mai ridicată şi un cost mai scăzut. Indiferent de varianta adoptată, cu sau fără utilaje clasice, reducerea pe trecere la maşinile radiale trebuie să fie cuprinsă între 8 şi 12%. În cazul micşorării reducerii pe trecere sub 8%, tensiunile de întindere longitudinală din zona axială a semifabricatului şi tendinţa de fisurare transversală în această zonă vor fi cu atît mai mari cu cît este mai mică reducerea pe trecere. Pe de altă parte, pe măsura creşterii tensiunilor care se formează în timpul deformării plastice se micşorează proprietăţile mecanice ale produselor forjate. Dacă dimpotrivă reducerea pe trecere depăşeşte 12%, aşa cum se recomandă în lucrarea [2], se intensifică tendinţa de răsucire a semifabricatelor rotunde şi de formare a bavurii la semifabricatele prismatice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Popescu I., V. *Forjarea şi extruziunea metalelor şi aliajelor*, Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1976.

[2] Paukert, R. *Curgerea materialului la forjarea radială*, partea I. În : Draht 35 R.F.G., nr. 3, 1984 şi partea II în Draht 35, R.F.G., nr. 4, 1984.

REVISTA REVISTELOR

Slevarenstvi, R.S.C., nr. 6, 1985

Studiul formării incluziunilor de nisip în piesele din oţel, p. 225 — Proprietăţile şi aplicarea fontei cu grafit nodular tratată izotermic, p. 242 — Efectul omogenizării asupra rezilienţei oţelurilor reprezentative, p. 249.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 4, 1985

Proiectarea şi controlul unei noi linii de recoacere continuă la societatea Inland, p. 15 — Cilindru cu coronament variabil fabricat la societatea Blaw-Knox pentru un laminor de dresare cu două caje, p. 21 — Procedeu de laminare cuplat direct cu cel de elaborare a oţelului la uzinele Oita, p. 27 — Dezvoltarea continuă a societăţii sud-coreene Pohang Steel Co., p. 32 — Proiectarea şi punerea în funcţiune a unui laminor pentru benzi la cald de 2050 mm la uzinele Lake Erie ale societăţii Stelco, p. 39 — Acţionări cu motor de curent alternativ pentru macarale şi pentru alte maşini cu încărcare ciclică, p. 46 — Sistem de verificare automată a suprafeţei, destinat sleburilor laminate la cald, p. 55 — Societatea Bethlehem finalizează modernizarea uzinelor Sparrow Point investind 61 mil. $, p. 61 — Proiect mixt de coordonare a unei noi miniuzine, elaborat de societăţile Ellwood City Forge şi Uddelholm Tooling AB, care prevede utilizarea celor mai noi tehnologii de fabricare a oţelurilor speciale, p. 63 — Uzinele Lorain ale societăţii U.S. Steel utilizează la turnarea continuă un controler cu program, de mare putere, p. 65.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 5, 1985

Primele rezultate obţinute la cuptorul cu plasmă al societăţii Voest-Alpine, p. 23 — Dezvoltarea unor cuptoare cu plasmă, cu curent alternativ trifazat la societatea Krupp, p. 27 — Productivitatea cuptorului electric cu arc pe plan mondial în anii 80, p. 34 — Utilizarea tehnologiei cu plasmă în industria oţelului, p. 38 — Producţia şi îmbunătăţirile calităţii la o staţie de tratament în oală şi ale tehnologiei de barbotare cu gaze, p. 46 — Cuptor cu arc cu curent continuu cu un singur electrod, pus în funcţiune la societatea Avesta Steel, p. 50 — Sistem de reţinere a zgurei la convertizorul cu insuflare de oxigen, p. 55 — Tratamentul complet al deşeurilor la societatea Atlas Steel, p. 59 — Modulul de construcţie specială rezolvă problemele de control ale macaralelor, p. 63.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 6 ,1985

Un nou concept al laminorului pentru bare şi sîrme, utilizat la fabricarea taglelor turnate continuu, p. 21 — Tablă subţire zincată electrolitic, utilizată în industria autoturismelor, situaţia acesteia în R.F.G., p. 26 — Sistemul Waterwall de răcire cu apă a laminatelor, p. 30 — Aplicaţiile metodei cu laser Doppler, utilizată la măsurarea vitezei suprafeţelor mobile, p. 37 — Punerea la punct a unui nou tip de laminor la rece pentru tablă subţire, p. 41 — Performanţele uleiului sintetic pentru angrenaje p. 49 — Automatizarea unui laminor la societatea Al Tech Speciality Steel Co. îmbunătăţeşte calitatea şi scoaterea de metal, p. 58 — Programul de modernizare elaborat de S.U.A. şi Canada, destinat măririi capacităţii de fabricare a barelor, p. 59.

Morfologia fazelor bronzului CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti tratat termic

Prof. dr. ing. M. Truşculescu,
ing. R. Cucuruz
Institutul politehnic „Traian Vuia" Timişoara
dr. ing. R. D. Pascu
I.S.I.M. — Timişoara

CZ : 669.35.71 :621.78

În condiţii uzinale, după o tehnologie clasică, s-au elaborat şi turnat bare cu Ø = 200 mm şi $L = 400$ mm, din bronz de aluminiu complex aliat. Compoziţia chimică pe produsul finit este dată în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziţia chimică a bronzului CuAl10Fe4Ni4Mn1TI

Cu, %	Al, %	Fe, %	Ni, %	Mn, %	Ti, %	Observaţii
80,1	10,52	4,7	3,3	0,86	0,6	Determinările s-au făcut prin analiza chimică convenţională

Din acest material s-au executat probe pentru analize dilatometrice, tratamente termice, analize metalografice şi altele.

Pe un dilatometru tip DL.10.2 cu încălzirea în vid s-au trasat dilatogramele pe probe din semifabricate turnate sau forjate, prelevate longitudinal şi transversal.

Determinarea punctelor critice de transformare s-a făcut prin metoda tangentei la inflexiune fie pe curbă dilatometrică, fie pe curbă dilatometrică derivată grafic [1].

Punctele critice ale bronzului analizat sînt prezentate în tabelul 2.

Tabelul 2

Temperaturile punctelor critice ale bronzului CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti

Felul probei	Transf. eutectoidă, °C	Transf., $\alpha \rightarrow \beta$ $\varkappa \rightarrow \beta$, °C	Transf., $\beta \rightarrow \varkappa$ °C	Transf., $\beta \rightarrow \alpha$ °C
Turnată	495—755	905—1 025	—	—
a) prelevare *l*	458—205	—	1 078—892	766—625
longitudinală *r*				
b) prelevare *l*	531—690	847—982	—	—
transversală *r*	530—403	—	1 072—847	728—625
Forjată				
a) prelevare *l*	426—692	831—1 023	—	—
longitudinală *r*	409—237	—	1 011—816	590—511
b) prelevare *l*	535—694	896—1 008	—	—
transversală *r*	374—219	—	970—845	623—495

Se remarcă faptul că apar diferenţe semnificative la probele prelevate longitudinal sau transversal, fapt ce se explică prin structura formată dintr-un amestec mecanic. De asemenea, se precizează că aceste rezultate sînt în deplină concordanţă cu diagramele de echilibru pseudobinare ale bronzului de aluminiu [6], [9].

De asemenea, se scoate în evidenţă că sfîrşitul transformării eutectoide se plasează în zona punctelor critice ale transformărilor în afară de echilibru (tip martensitic) [7] şi este de aşteptat ca şi la răciri cu viteze mici să se obţină durităţi mai mari ale bronzului analizat.

Probe de dimensiunile Ø 20 ×8 mm au fost supuse la diverse variante de recoacere pendulară, după regimul prezentat în figura 1, sau la căliri şi reveniri la diverse niveluri de temperatură şi durate de menţinere. Se precizează că s-au folosit variantele tehnologice 950°C/60 min/apă + 10 % NaCl şi revenire în intervalul de 350—650°C/30 — 180 min/apă şi 1 000°C/120 min/apă + 10 NaCl, urmate de reveniri în intervalul de 450 — 650°C/aer.

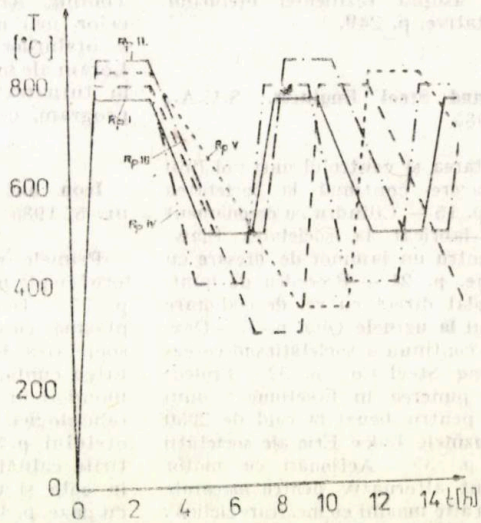


Fig. 1. Ciclograma variantelor recoacerii pendulare

În stare turnată, bronzul studiat are o structură fină dendritică (fig. 2, *a*), iar în stare forjată are o structură aciculară formată din ace de soluţie solidă α, eutectoidul $\alpha + \gamma_2$ şi precipitări de fază χ (fig. 2, *b*).

Recoacerea pendulară *I* (fig. 1 R_pI) duce la poligonizarea soluţiei solide α şi la precipitări de fază χ (fig. 2, *c*).

După aplicarea recoacerii tip *II* (fig. 1 R_p *II*), se constată transformări similare, dar mai accentuate comparativ cu cele arătate la recoacerea *I*.

Fig. 2, *a*. Probe turnate. M.O. ×500

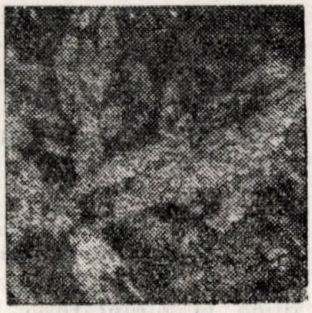


Fig. 2, *b*. Probe forjate. M.O. ×500

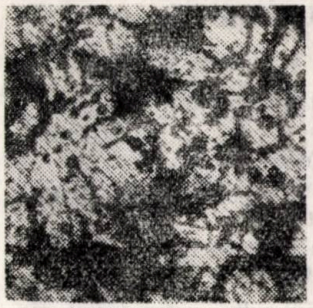


Fig. 2, *c*. Probe forjate. Recoacere pendulară R_p *I* 4.M.O. ×500

Fig. 2, *d*. Probe forjate. Recoacere pendulară R_p*III* 4.M.O. ×500

Recoacerea pendulară *III* (fig. 1 R_p*III*) duce la accentuarea poligonizării, la creşterea cantităţii de eutectoid ($\alpha + \chi$) şi la o distribuţie mai uniformă a fazelor α şi χ (fig. 2, *d*).

Aplicînd ciclul recoacerii tip *IV* (fig. 1 R_p *IV*), se obţine o structură similară cu bainita din oţeluri (fig. 2, *e*).

Recoacerea pendulară de tip *V* (fig. 1 $R_p V$) favorizează poligonizarea soluţiei solide α, creşterea cantităţii de fază χ şi de eutectoid($\alpha + \chi$).

Din analiza transformărilor structurale după cele cinci variante de recoacere pendulară se constată că recoacerea $R_p V$ permite să se obţină uniformizarea dispersiei fazei γ_2 şi $\varkappa$ în soluţia solidă α şi o globulizare a acestor faze. Se precizează că, la probele turnate, faza α îşi păstrează încă forma dendritică, dar şi aici poligonizarea şi formarea eutectoidului ($\alpha + \varkappa$) constituie tendinţele principale ale transformării.

În structura bronzului analizat apare o fază de formă hexagonală sau pătratică numită convenţional faza *T*, a cărei dispersie este aleatorie — cu tendinţe de localizare zonală (fig. 2, *f*).

S-a considerat că este necesar să fie cunoscute natura şi compoziţia chimică a fazei *T* şi în acest scop s-a folosit analiza cu ajutorul microsondei electronice a probelor în diverse stări (turnat, forjat, recopt).

S-a făcut în primul rînd o analiză calitativă a fazei *T* pe probe turnate, forjate şi altele supuse recoacerii pendulare $R_p V$.

Microanaliza calitativă pe aceste probe scoate în evidenţă că faza *T* conţine Ti, Fe, Ni, Al Si, Mo ş.a.

Variaţia unora din aceste elemente este prezentată în imaginile de compoziţie din figurile 2, *j*, 2, *k* şi 2, *l*.

Această fază conţine mai mult Ti, Fe, Mo decît matricea structurală; Mo apare numai în faza *T*; conţine mai puţin Al, Ni decît matricea structurală; nichelul formează un fel de barieră în jurul acestei faze; conţine Cr şi Si în cantităţi nesemnificative; Si este concentrat mai mult la limitele acesteia.

S-a realizat apoi analiza cantitativă pe probe iniţial turnate sau forjate şi tratate termic prin R_p *V* 1 — R_p *V* 4. Prelucrarea datelor şi aplicarea corecţiilor necesare au permis să se precizeze că faza *T* are compoziţia chimică prezentată în tabelul 3.

Luînd în considerare compoziţia fazei *T*, se apreciază că este o soluţie solidă complexă pe baza compusului de titan $TiFe_2$.

Tabelul 3

Compoziţia chimică a fazei *T*

Elementul	Compoziţia cantitativă, %
Ti	21,61 ... 25,55
Mn	0,41 ... 0,62
Fe	48,70 ... 54,64
Ni	2,08 ... 2,44
Al	1,20 ... 1,69
Si	8,84 ... 9,30
Mo	0,36 ... 0,90

Natura fazei *T* va fi cert stabilită prin cercetările roentgenografice în curs de efectuare. Apariţia fazei *T* se consideră că este favorizată de procesul tehnologic de elaborare a bronzului de aluminiu în condiţii industriale. Deoarece această fază nu este dizolvată sau dispersată în timpul deformării plastice şi recoacerii, ea va influenţa caracteristicile bronzurilor de aluminiu şi va trebui să se găsească soluţii de diminuare cantitativă şi de dispersare sau chiar de frinare a formării ei.

Probe cu dimensiunile de 14 ×14 ×50 mm din bronzul analizat au fost supuse unor variante de călire şi revenire şi s-au urmărit transformările structurale ce au apărut.

Călirea de la 950°C provoacă o creştere a granulaţiei şi permite să se obţină o structură formată din $\varkappa$, fază β', care conţine şi precipitări de fază $\varkappa$ şi mici cantităţi de fază $\varkappa$ netransformate (fig. 2, *g*), deci o structură de tip *martensitic*.

Revenirea în intervalul de temperaturi 350—650°C duce la o serie de modificări structurale, şi anume:

— menţinerea fazei β' cu precipitări de fază $\varkappa$ şi apariţia fazei β_1 (fig. 2, *h*);

— apariția unei structuri de tip *troostită de revenire*, formată din γ_2 și α și urme de β' și β_1 (fig. 2, *i*);

— apariția unei structuri de tip *sorbită de revenire*, formată din γ_2 și $\varkappa$, distribuite uniform în soluția solidă α.

Se apreciază că la revenire există următorul mecanism de transformare:

— separări de fază $\varkappa$ în interiorul și la limita acelor de β' (revenire 350°C);

— transformarea $\beta' + \varkappa \rightarrow \beta'_R + (\alpha + \gamma_2)$ și $\beta_1 \rightarrow \beta_{1R} + \varkappa + \beta'$ (revenire 500°C);

— transformarea $\beta' + \gamma_2 \rightarrow (\alpha + \gamma_2) + \varkappa \rightarrow (\alpha + \gamma_2) + \varkappa'' + \varkappa$ (revenire 550 — 650°).

Aceste transformări sînt mai complexe decît cele sesizate în literatura de specialitate și cercetările au permis evidențierea clară a diverselor etape de transformare.

Călirea de la 1 000°C permite să se obțină faza β', care conține precipitări fine de fază $\varkappa$ și, natural, o creștere a granulației comparativ cu situația călirii de la 950°C (fig. 2, *j*).

După revenirea de la 450°C, structura are un slab caracter acicular și prezintă o abundență de precipitări foarte fine de $(\varkappa + \gamma_2)$.

În această situație mecanismul separărilor apare de tipul $\beta' \rightarrow \alpha + \beta'_R$; $\beta' + \beta_1 \rightarrow (\beta_1 + \beta')_R + (\gamma_2 + \alpha)$.

După revenirea de la 550°C are loc o separare de soluție solidă α la limita foștilor grăunți de β' iar matricea $(\alpha + \gamma_2)$ prezintă ace de β' în diverse stadii de transformare (fig. 2, *k*).

Revenirea de la 650°C permite obținerea unei structuri formate dintr-o rețea α la limita grăunților, ace de α în interiorul grăunților și amestecul $(\alpha + \gamma_2) + \varkappa$ între acele de α (fig. 2, *l*).

Transformările după călirea de la 1 000°C și revenirea de la temperaturi de 450 — 650°C au caracter grosier și acicular, fapt care va duce la înrăutățirea proprietăților mecanice, respectiv la creșterea fragilizării.

Din cele prezentate s-au tras următoarele concluzii: analiza dilatometrică a permis evidențierea mai clară a transformărilor structurale ce au loc la încălzirea și răcirea bronzurilor de aluminiu complex aliate. Analiza dilatometrică atestă existența următoarelor transformări structurale:

la încălzire

— o transformare ordine-dezordine în intervalul temperaturilor de 100—150°C;

— o transformare eutectoidă $(\alpha + \gamma_2) \rightarrow \beta$ în intervalul temperaturilor de 500 — 700°C;

— transformarea $\alpha \rightarrow \beta$ și dizolvarea parțială a fazei $\varkappa$ în β la temperaturile de 830 — 1 023°C;

la răcire

— separarea fazei $\varkappa$ la temperaturi de 1 000°C;

— transformarea $\beta \rightarrow \alpha$ și $\beta \rightarrow (\alpha + \gamma_2)$ cu

Fig. 2, *e*. Probe forjate. Recoacere pendulară R_pIV2. M.O. ×500

Fig. 2, *f*. Faza *T* — Probe forjate și recoapte pendular R_pI 4. M.O. ×1 000

Fig. 2, *g*. Bronz de aluminiu turnat + călire 950°C/60 min/H_2O + 10 % NaCl. M.O. ×1 000

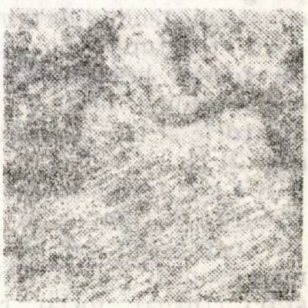


Fig. 2, *h*. Bronz de aluminiu turnat + călire 950°C + revenire 350°C/90 min/H_2O. M.O. ×1 000

Fig. 2, *i*. Bronz de aluminiu. Călire 950°C + revenire 550°C/90 min/H_2O. M.E. ×4 700

Fig. 2, *j*. Bronz de aluminiu — turnat + călire 1 000°C/120 min/H_2O + 10 % NaCl. M.E. ×4 700

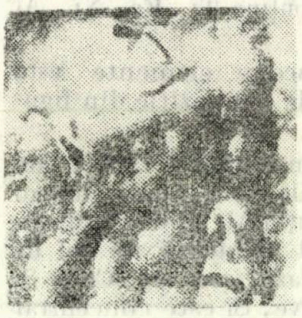


Fig. 2, *k*. Bronz de aluminiu + călire 1 000°C + revenire 550°C/45 min/aer. M.E. ×14 000

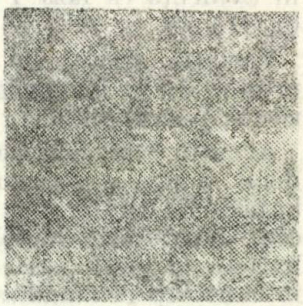


Fig. 2, *l*. Bronz de aluminiu — călire + revenire 650°C/45 min/aer. M.O. ×500

histerezis pronunțat la 625 — 750°C (probe turnate) și 500 — 600°C (probe forjate) pentru transformarea $\beta \rightarrow \alpha$, respectiv la 200 — 450°C pentru transformarea $\beta \rightarrow (\alpha + \gamma_2)$.

Recoacerile pendulare în diverse variante tehnologice au scos în evidență: fenomene de poligonizare a soluției solide α, precipitări de fază $\varkappa$, formarea eutectoidului $(\alpha + \varkappa)$ și soluția solidă pe baza compusului $TiFe_2$ — numită faza T.

Cele mai bune rezultate privind transformările structurale se obțin după varianta de recoacere pendulară R_pV.

Analiza cu ajutorul microsondei electronice a permis să se stabilească compoziția fazei T.

Faza T este formată din Fe (48,7 — 54,65 %), Ti (21,61—25,55 %), Si (8,84 — 9,30 %), Ni (2,08 — 2,44 %), Al (1,20—1,69 %), Mo (0,36 —0,90 %) și Mn (0,41—0,02 %).

Se apreciază că faza T este o soluție solidă complexă pe baza compusului $TiFe_2$, apare de formă hexagonală, pătratică și are stabilitate termică ridicată. Natura fazei T se va preciza prin cercetările roentgenostructurale ce se efectuează.

În diverse variante tehnologice, prezintă interes călirea de la 950°C, urmată de revenire la 550—650°C. Structura după călire este formată din β' și faza $\varkappa$ netransformată și precipitări de fază $\varkappa$ în interiorul acelor de β' — deci o structură de tip *martensitic*.

Revenirea provoacă transformări structurale de tip *troostitic* sau de tip *sorbitic*, în funcție de temperatură, respectîndu-se următorul mecanism:

— separări de $\varkappa$ în interiorul acelor de fază β'(temperatura 350°C);

— transformări $\beta' + \varkappa \rightarrow \beta'_R + (\alpha + \gamma_2) + \varkappa$ și $\beta_1 \rightarrow \beta_{1R} + \varkappa + \beta'$ (temperatura de 500°C);

— transformări $\beta' + \gamma_2 \rightarrow (\alpha + \gamma_2) + \varkappa \rightarrow (\alpha + \gamma_2) + \varkappa'' + \varkappa$ (temperatura de 550 — 650°C).

Se remarcă faptul că transformările analizate sînt mai complexe decît cele precizate în literatura de specialitate și, în același timp, s-a reușit să se evidențieze clar diversele etape de transformare.

Cercetările efectuate asupra transformărilor structurale la călirea de la 1 000°C și reveniri de la 450 — 650°C au scos în evidență apariția unor faze grosolane, o creștere a granulației și tendința de înrăutățire a caracteristicilor mecanice ale bronzului de aluminiu.

Se recomandă să se aplice bronzului analizat recoacerea pendulară (variantele R_pV) și călirea de la 950°C, urmată de revenire la 550 — 650°C, cînd se obțin structuri favorabile unor mai bune caracteristici mecanice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Berger, G. *La dilatometrie différentielle appliquée à l'etude des aciers.* Paris, Ed. Dunod, 1965.

[2] Cincă, L. *Tratamentul termic al bronzurilor cu aluminiu din domeniul bifazic.* În: Metalurgia, R.S.R., 29, nr. 3, 1977.

[3] Cincă, L. *Cercetări privind structura și proprietățile aliajului de cupru cu 10 % aluminiu călit și revenit după deformație plastică prealabilă.* Studii și cercetări de metalurgie, vol. 15, nr. 2, 1970, p. 156—177.

[4] Heubner, U. și Stenger, H. *Vergüten von Kupfer-Aluminium-Mehrstoff-Legierungen durch Abschrecken und Anlassen.* În: Metall, R.F.G., 23, 1969.

[5] Jin, S. și colectiv. *Grain refinement through thermal cycling in a Fe—Ni—Ti cryogenic alloy.* California University—NTS (National Technical Information Service 5285 Springfield).

[6] Landolt, M. *Zahlenwerte und Funktionen aus Physik, Chemie, Astronomie, Geophysik, Technik, vol. IV/2/b.* Springer — Verlag, Berlin Göttingen-Heidelberg — New York, 1964.

[7] Reverchon, M. *Le traitement themique du cuivre et de ses alliages.* Chapitre IV—Trempe martensitique. În: Traitement thermique, Franța, 1983, 135—79.

[8] Smithells, C. J. *Metals Reference Book.* Fifth Edition, London, Boston, Butterworth, 1978.

[9] Sokolov, N. N., Lazarenko, S. P. și Juravlev, V.I. *Grebnievinți iz aliuminievoi bronzi.* Leningrad, Izdatelstvo „Sudostroenie", 1971.

Difuzia în procesele de dizolvare-precipitare, de creştere-coalescenţă a particulelor disperse. Fluctuaţia în procesele evolutive*

Prof. dr. ing. C. Wanyorek
Universitatea din Braşov

CZ : 669.017

În cele ce urmează se vor prezenta unele observaţii critice, referitoare la unele fenomene fundamentale din metalurgia fizică (fizica solidului), în care intervine — ca proces de bază — difuzia.

Dizolvarea. Este un proces de amestecare intimă a particulelor elementare (molecule, atomi, ioni) ale dizolvatului cu particulele elementare ale dizolvantului, cu care dizolvatul se aflase iniţial într-un simplu contact direct. Amestecarea se realizează prin mecanismul difuziei.

Difuzia [1] — [3], [13], [15], [17], [18] constă într-un transport de material, efectuat printr-un proces de expansiune cvasigazoasă ale particulelor elementare ale difuzantului (dizolvatului) (indiferent de starea lui fizică iniţială, gazoasă, lichidă sau solidă), cu tendinţa acestor particule de a se răspîndi în întregul volum ocupat de mediul de difuzie (dizolvantul). O probă evidentă este faptul că difuzia se produce — în aparenţă — chiar împotriva legilor gravitaţiei, particule uşoare pătrunzînd, de sus în jos, în medii alcătuite din particule mult mai grele (de pildă pătrunderea carbonului, a azotului sau a aluminiului în oţel) şi invers.

Transportul de material prin difuzie are loc în direcţia şi în sensul căderii de potenţial de la concentraţii ridicate (din zona de contact primar dintre substanţe) către concentraţii scăzute, situate în centrul piesei sau, respectiv, la marginea externă (distanţa maximă faţă de zona de contact primar) a mediului de difuzie (a dizolvantului).

Difuzia la suprafaţa obiectelor [1], [4], [15], [17] nu este difuzie, ci umectare-absorbţie, fără legătură directă cu difuzia propriu-zisă, proces care este caracterizat prin pătrunderea din afară spre interior a difuzantului şi prin tendinţa acestuia de a umple întregul volum ocupat de mediul de difuzie.

Termenul şi noţiunea de difuzie la suprafaţă sînt improprii şi induc în eroare. Trebuie renunţat la ele.

Umectarea-absorbţia pot însă servi drept etape pregătitoare ale unui proces de difuzie veritabil, consecutiv umectării.

Dezamestecarea soluţiilor solide (matricelor) suprasaturate prin suprarăcire (proces invers celui de dizolvare-amestecare) [7]—[19] cuprinde două etape : eliminarea şi separarea.

E l i m i n a r e a se materializează prin precipitarea fazei în exces (dezamestecarea stricto sensu) din matricea suprasaturată, procesul de eliminare fiind comandat de dezechilibrul termodinamic în care se găseşte sistemul.
În cazul sistemelor solide — cum sînt aliajele — rezultă starea de amestec mecanic a celor două faze dezamestecate : faza în exces, precipitată şi matricea reziduală (rămasă după eliminarea precipitatului).

S e p a r a r e a f a z e l o r d e z a m e s t e c a t e. Separarea — desfacerea amestecului mecanic de faze preexistente — constă în comasarea (coagularea, coalescenţa) progresivă a particulelor fine de fază în exces, iniţial în stare molecular-dispersă (reprezentînd eliminatul) în unităţi tot mai grosolane, tot mai puţin numeroase. Procesul (progresiv) de separare a celor două faze şi, implicit, mărimea finală a particulelor eliminate sînt comandaţi de factori cinetici — cantitatea de produs eliminat, comandată termodinamic, nesuferind, principial, modificări prin procesul de separare (suprapuneri posibile).

Fluctuaţia este un proces local, oscilant, staţionar şi stabil, neevolutiv [2] — [5]. Prin însăşi esenţa ei, fluctuaţia este autoanihilantă şi, ca atare, incapabilă să modifice starea de echilibru global în care se află sistemul în care se produce fluctuaţia.

Fluctuaţia, conform definiţiei, este specifică sistemelor aflate, global, în stare de echilibru — stare statică, neevolutivă.

În cadrul unor sisteme, însă, în care au loc procese evolutive, dinamice — în sisteme care, în mod necesar, se află, global, în afară de echilibru, precum sînt : cristalizarea topiturilor suprarăcite, precipitarea şi creşterea particulelor de fază în exces din soluţiile solide suprasaturate — fluctuaţia, iniţial prezentă, îşi pierde caracterul specific : local, oscilant, staţionar, autoanihilant. Sub acţiunea presiunii potenţialului termodinamic, fluctuaţia se încadrează forţat în direcţia evoluţiei de ansamblu a sistemului, devenind propriu-zis o parte constitutivă, activă a procesului evolutiv, direcţionat, din care face parte organic.

A vorbi, în aceste condiţii, de fluctuaţie sau a vorbi de dimensiunile critice ale germenilor

* — Comunicare prezentată la cel de-al doilea Congres internaţional de tratamente termice, Florenţa, 20—24 septembrie, 1982.

ca despre condiții fundamentale pentru producerea creșterii germenilor pare a nu mai fi adecvat întrucît din momentul în care (sub influența diferenței de potențial termodinamic aplicat) a început eliminarea, a început, implicit, și creșterea particulelor fazei în exces, iar fluctuația, ca fenomen de sine stătător, a și fost depășită, creșterea începînd, teoretic, de la dimensiunea zero, practic odată cu apariția germenului elementar celui mai mic, a germenului molecular.

Dezamestecarea prin precipitarea din matricea suprasaturată este motivată prin dezechilibrul termodinamic al sistemului ca ansamblu. Acest dezechilibru este factorul care inițiază, întreține și duce pînă la capăt procesul de dezamestecare.

Dezamestecarea este un proces evolutiv, care, la fel ca orice proces evolutiv, poate fi, în ceea ce privește producerea lui, favorizat, ușurat, din punct de vedere cinetic, de către fluctuația inițială, dar nu poate fi provocat, întreținut și dus pînă la capăt de către fluctuație.

Eliminarea fazei disperse este motivată termodinamic. Mărimea particulelor eliminate, respectiv separarea materială a fazelor (faza dispersă de matricea reziduală), aflate în starea de amestec mecanic, privită ca fenomen global al sistemului (sistemul luat ca ansamblu), este motivată cinetic, întrucît o mobilitate ideală (total lipsită de frînări) a particulelor de fază eliminată ar putea duce direct la reconstituirea corpului unitar (inițial) al dizolvatului (existent ca atare înainte de producerea dizolvării).

Difuzia inversă [2] — [4], [13], [17], [18], transportul de material de la concentrații inferioare către concentrații superioare, invocat pentru explicarea creșterii prin difuzie a germenilor primari, precipitați din matricea suprasaturată, pare lipsită de sens fizic și imposibil de realizat.

Difuzia inversă contrazice definiția difuziei ca fenomen de expansiune evasigazoasă a particulelor difuzante.

În realitate, însuși faptul precipitării, al ieșirii din soluția solidă (din matrice) suprasaturată a particulelor de fază în exces determină scăderea concentrației din matricea aflată în jurul produsului eliminat, scăderea pînă la nivelul concentrației de echilibru al acestei soluții locale cu eliminatul, echilibru care corespunde cu concentrația de saturație inferioară, față de suprasaturația existentă în zonele distante ale matricei (distante în raport cu particula precipitată), motiv suficient pentru crearea unui potențial de difuzie absolut normal, capabil să determine scurgerea substanței din zonele suprasaturate, depărtate, către zonele saturate, apropiate de precipitat, care astfel are create toate condițiile pentru a crește, după cum și matricea are toate condițiile pentru a se descărca de excesul de substanță, în ambele cazuri, prin difuzia directă — proces de eliminare.

Difuzia este un fenomen unitar, univoc și clar definit. Nu pot exista două feluri de difuzii, fiecare după altă lege. Oriunde și oricînd se produce difuzia, aceasta nu poate asculta decît de o lege unică, legea difuziei.

Cu toate acestea, argumentația în favoarea difuziei inverse este bogată, arătîndu-se în primul rînd că, evident, chiar concentrația de suprasaturare a matricei este inferioară concentrației precipitatului, neglijîndu-se faptul că, pentru a fi corectă, din punct de vedere al logicii formale aristotelice, compararea concentrațiilor ar trebui să se refere la medii de aceeași natură, în cazul acesta la două soluții, și nu, așa cum se procedează uzual, comparîndu-se — eronat — o soluție (matricea) cu un compus definit (precipitatul).

În al doilea rînd, analiza termodinamică globală a procesului de precipitare nu poate spune decît că, în condițiile de dezechilibru create (prin suprarăcire), starea de amestec bifazic este mai stabilă decît starea de soluție solidă (matricea) omogenă, calea parcursă de sistem în decursul transformării (aici modalitatea transportului de material necesar pentru realizarea eliminării) neputînd să fie precizată.

Dacă, însă, eliminîndu-se stările extreme (soluția solidă suprasaturată, pe de o parte, situată la distanță extremă, și produsul eliminat, pe de altă parte), deci dacă se izolează din sistemul global un subsistem, cuprinzînd numai porțiunea de spațiu prin care se produce exclusiv fenomenul de transport de material în cauză, se înțelege imediat că, pentru a se putea realiza acest transport, nu poate fi vorba decît de un proces de difuzie în condiții normale, de la concentrații ridicate către concentrații scăzute.

Creșterea particulelor disperse de fază în exces, eliminate din matricea suprasaturată, se poate realiza fără a se impune nici o condiție limitatoare referitoare la dimensiunile inițiale (critice) ale germenilor primari. Acest fenomen de creștere a particulelor de fază dispersă se poate produce atît în decursul etapei de eliminare, cît și în decursul etapei de separare a procesului de dezamestecare.

În etapa de eliminare a procesului de dezamestecare, creșterea germenilor se produce prin difuzie din matricea suprasaturată pînă la epuizarea matricei (în condițiile date), definitivîndu-se astfel și cantitativ procesul de eliminare.

În etapa de separare (de desfacere a amestecului mecanic de faze coexistente), creșterea particulelor de fază în exces se poate

efectua după două variante (două scheme, două mecanisme) deosebite :

— fie prin redizolvarea selectivă, preferențială*, a particulelor fine și reprecipitarea lor pe cele grosolane, schemă denumită coagularea indirectă, cu difuzie ;

— fie prin interciocniri întîmplătoare între particulele de orice dimensiune (mici sau mari, fără restricții), schemă denumită coagularea directă fără difuzie.

Redizolvarea selectivă (preferențială) a particulelor preexistente fine și reprecipitarea selectivă (preferențială) a substanței acestora pe particulele preexistente grosolane reprezintă schema uzual acceptată pentru explicarea creșterii (comasării) particulelor de fază dispersă, în perioada care urmează după încheierea procesului de eliminare a fazei în exces. Funcționarea reală a acestei scheme este însă condiționată de aplicarea unei ușoare reîncălziri (pentru redizolvarea selectivă a particulelor fine, preexistente), urmată de o răcire (pentru reprecipitarea selectivă a masei lor pe particulele grosolane, preexistente). Se înțelege că această schemă evolutivă nu poate deveni operativă, în condițiile de echilibru static, de izotermie tacit acceptate.

În cele arătate mai sus, s-a pus dinadins un accent deosebit pe precizarea calificativului „preexistent". Într-adevăr, pentru a putea avea, primar și stabil — coexistente — atît particule fine, cît și particule grosolane, matricea trebuie să fi evoluat din suprasaturată în saturată — și anume saturată pentru ambele grupe de dimensiuni. Dacă a fost saturată pentru cele fine (mai solubile), va fi saturată și pentru cele grosolane (în condiții egale, mai puțin solubile).

În aceste împrejurări, numai reîncălzirea ușoară (devenită indispensabilă) poate asigura redizolvarea (selectivă, preferențială) a particulelor fine, proces a cărui realizare presupune — ca o condiție esențială — solubilitatea (în condițiile date) a particulelor de fază în exces în matricea aliajului.

Ciocnirile întîmplătoare între particule de fază dispersă, toate de aceeași natură (compoziție, structură) și, indiferent de mărimea lor inițială, determină comasarea (coagularea, coalescența) particulelor fine în particule tot mai grosolane, contopirea lor fiind determinată de intrarea în acțiune a forțelor superficiale ale particulelor, în momentul în care se ciocnesc.

Producerea interciocnirilor (numărul și intensitatea lor) este favorizată atît de creșterea agitației termice a particulelor de fază dispersă, cît și — în mod esențial — de agitația termică, de autodifuzia elementelor matricei, căreia se consideră că trebuie să i se acorde un rol important [13], [15], [18], mai ales după depășirea temperaturii caracteristice Debye a aliajului [2], cînd agitația termică a elementelor

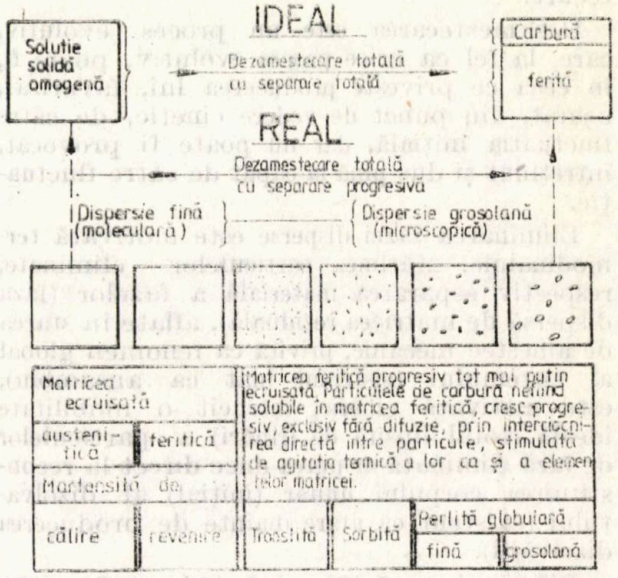


Fig. 1. Schema procesului de separare progresivă a fazelor la revenirea progresivă a martensitei oțelurilor (coalescența directă, prin interciocniri, fără difuzie)

matricei din sincronizată devine tot mai anarhică, ceea ce afinează structura rețelei matricei și îi mărește defectuozitatea, favorizînd astfel mișcarea, dislocarea particulelor fazei disperse și producerea interciocnirilor coagulatoare [17].

Procesul de coalescență a particulelor molecular-disperse de carbură, existente în martensita de călire a aliajelor de tip fier-carbon, are unele particularități remarcabile, datorită faptului că structurile de revenire (obținute prin reîncălzirea progresivă a structurii de călire) — martensita de revenire, troostita, sorbita, perlita globulară — posedă, fără excepție, o matrice cubică cu volumul centrat, incapabilă să redizolve particulele de fază în exces de carbură, precipitate inițial prin suprarăcire din matricea tetragonală cu volumul centrat (austenita gama), difuzia prin dizolvare a carburii în acest mediu nefiind posibilă.

În consecință, se poate afirma că, în cazul acestui tip de aliaje, coalescența particulelor

---

* — Particulele fine au o suprafață specifică (suprafața particulei raportată la volumul, respectiv la masa particulei) mult mai mare decît particulele grosolane, întrucît masa crește cu cubul, iar suprafața particulei, doar cu pătratul diametrului ei.

În consecință și efectul de consolidare, de creștere a coeziunii, pe care masa conținută o are asupra zonei superficiale a particulei, crește considerabil odată cu creșterea diametrului particulei, ca efect sensibil cu precădere în domeniul dimensiunilor mici.

Ca urmare, în condiții exterioare identice, privitoare la temperatură, presiune și la concentrația mediului, particulele fine vor avea, la încălzire, o tendință la evaporare, disociere, dizolvare, difuzie, considerabil mai mare decît aceleași tendințe ale particulelor mai grosolane, procese care se inversează în cazul răcirii, cînd precipitarea este favorizată de particulele grosolane.

disperse de fază în exces se efectuează exclusiv prin mecanismul direct, fără difuzie, mecanismul interciocnirilor întîmplătoare, stimulate de agitația termică (crescătoare cu temperatura)atît a particulelor de fază dispersă, cît și a particulelor matricei (autodifuzia). În cazul aliajelor fier-carbon coalescența concordă și cu valoarea temperaturii caracteristice Debye pentru fier $\theta_{D,Fe} \sim 205°C$ (calculată cu ajutorul formulei lui Lindeman [2]), temperatură de la care, în sus, s-a convenit să se considere că începe coagularea fazei disperse a carburilor în oțeluri.

Procesul de coalescență fiind comandat cinetic, se poate admite că — într-un mod ideal și indiferent de temperatura procesului — după trecerea unei durate de timp suficient de lungi, dezamestecarea celor două faze — precipitatul — eliminatul și matricea reziduală — va tinde către perfecțiune, realizîndu-se o separare totală. Cu observația că această durată de timp prelungită va tinde să devină cu atît mai scurtă cu cît temperatura procesului, factorul cinetic predominant, va fi mai ridicată, în funcție de care structura bifazică a aliajului va deveni tot mai grosolană.

Din cauza duratei practice, relativ foarte scurte, a menținerilor la temperatura tehnologică, se creează impresia existenței unei corelații funcționale stricte dintre nivelul temperaturii atinse și gradul de coalescență realizat. În realitate, prin întreruperea menținerii, procesul de coagulare aflat în curs de desfășurare este și el întrerupt, blocat într-o stare intermediară, pseudostabilă, corelația temperatură-structură constatată fiind totuși satisfăcătoare din punct de vedere practic.

BIBLIOGRAFIE

(Titlurile lucrărilor autorului sînt prezentate prescurtat)

[1] Wanyorek, C. *Tratamente termice.* Curs Ed. Universității din Brașov, 1983.

[2] Gâdea, S. și Petrescu, Maria. *Metalurgia fizică și studiul metalelor,* vol. I. București, Ed. did. și ped., 1979.

[3] Mantea, S. și col. *Metalurgie fizică.* București, Ed. tehnică, 1970.

[4] Geru, N. *Metalurgie fizică.* Inst. politehnic Buc., 1979.

[5] Guminsky, K. *Termodinamica proceselor ireversibile.* Ed. Acad. R.P.R., 1964.

[6] Wanyorek, C. *Principiile modului de lucru științific.* În : Construcția de Mașini, R.S.R., nr. 12, 1966, p. 731—737 și nr. 4, 1967, p. 187—192.

[7] Wanyorek, C. *Procesele fizice la călirea aliajelor feroase și neferoase (Teoria unitară a călirii).* În : Metalurgia R.S.R., nr. 8, 1967, p. 421—424.

[8] Wanyorek, C. *Termodinamica transformărilor la călirea aliajelor feroase și neferoase.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 4, 1968, p. 197—202.

[9] Wanyorek, C. *Structura tetragonal-volum centrată a fierului gama și precizarea succesiunii transformărilor : alotropică și de precipitare, la călirea și revenirea aliajelor fier-carbon.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 9, 1976, p. 490—496.

[10] Wanyorek, C. *Contribuții la metalurgia fizică a aliajelor durificabile termofizic.* Universitatea din Galați, 1977, p. 63—72.

[11] Wanyorek, C. *Aspectul structural martensitic. Coagularea fazelor disperse. Rolul autodifuziei matricei.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 4., 1980, p. 186—189.

[12] Wanyorek, C. *Teoria și practica grafitizării fontelor maleabile americane și accelerarea procesului prin precălire.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 8, 1977, p. 414—423.

[13] Wanyorek, C. *Fenomenologia difuziei.* În : Construcția de Mașini, R.S.R., nr. 8, 1979, p. 419.

[14] Wanyorek, C. *Contributions to the metallurgy of thermophysical and thermochemical processes.* Simpozionul internațional de tratamente termice, București 1979, vol. I, p. 125—133.

[15] Wanyorek, C. *Difuzia. Cristalizarea. Coagularea. Fluctuația.* I.P. Iași, 1980, p. 75—80.

[16] Wanyorek, C. *Dinamică și termodinamică în teoria și practica termochimică.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 6, 1981, p. 306—308.

[17] Wanyorek, C. *Difuzia în metalurgia fizică.* I.P. Timișoara, 1981, p. 31—38.

[18] Wanyorek, C. *Diffusion in dissolution-precipitation and in growth-coalescence processes.* Al doilea Congres internațional de tratamente termice, Florența, 20—24 sept., 1982, p. 183—188.

[19] Wanyorek, C. *Mecanismul unic de ridicare a rezistenței prin ecruisarea mecanică sau termică a matricei. Tensiunile interne reactive reziduale.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 2, 1984, p. 103—108.

Abstract

Diffusing particles have the behaviour of gas particles, with the tendency to fill completely the space occupied by the diffusion medium — irrespective of the agregate state of both phases. The so-called diffusion on the surface of objects is an umectation process, not a diffusion one. The so-called reverse diffusion does not exist, because, during the crystallization processes, the initially over-saturated solution within the area around the respective germes suffers a dilution towards saturation, determined by the crystallization process itself, creating thereby a quite normal diffusion potential as compared to the rest of the distant, over-saturated solution (matrix). The growth of the particles is accomplished primarly by diffusion, as long as conditions are satisfied, and by accidental collisions between particles, irrespective of their sizes, an effect stimulated by the general thermal agitation and followed by coagulation under the action of superficial tensions. In seems possible to reject the concept of particles growing by dissolution of the fine ones for the benefit of the coarse, a process which is possible only by a slight re-heating (resolving), followed by a slight re-cooling (reprecipitating), but impossible when the precipitate is insoluble within the matrix, like carbides in alpha iron (annealing martensite).

Studiul comportării ca inhibitor de coroziune a produsului D5 la aditivarea agenţilor de decapare a metalelor

Ing. G. Samoilă şi ing. M. Pleoţi
Intreprinderea de ţevi—Roman

CZ : 620.197.3

În ultimele decenii, folosirea inhibitorilor a crescut exponenţial, ei fiind utilizaţi din ce în ce mai mult în domenii din cele mai diverse [1], iar diversificarea lor sortimentală fiind strîns legată de necesităţile impuse de noile tehnologii cît şi de raţiuni de ordin economic.

Pornind de la aceste premise, lucrarea de faţă abordează studiul comportării produsului cunoscut sub denumirea de D5, drept inhibitor de coroziune în cazul decapării ţevilor din oţel carbon nealiat şi slab aliat, în soluţii diluate de acid sulfuric.

Astfel, se propune prin această lucrare utilizarea produsului D5 ca inhibitor de coroziune, stabilindu-se în acelaşi timp şi concentraţia optimă în băile de decapare.

Pentru studiu s-au utilizat epruvete confecţionate din OL 35, pregătite în prealabil, şi soluţie de acid sulfuric, prelevată dintr-o baie de decapare cu caracteristicile următoare :

$x_{H_2SO_4}$	x_{FeSO_4}	$\rho_{soluţie}$	20°C
0,1 098	0,7 268	1,15 g/l	

Avînd în vedere că inhibitorul influenţează predominant viteza de dizolvare a metalului, respectiv a fierului [2], s-a trecut la descrierea matematică a acestui proces, în condiţiile fazelor reactant propuse, elaborînd sistemul ecuaţiilor de bilanţ, exprimate în mărimi care se obţin direct în instalaţie [6], [7].

Prelucrarea acestui sistem de ecuaţii a permis exprimarea mărimii ce caracterizează cantitativ evoluţia procesului şi anume :

$$\eta_{Fe} = \frac{m^0_{Fe} - m_{Fe}}{m^0_{Fe}},$$ gradul de transformare a fierului în decursul procesului de decapare, care, exprimat în mărimi ce se pot măsura direct în instalaţie, devine :

$$\eta_{Fe} = \frac{m^0_{[\,]C}(x^0_{H_2SO_4} \cdot x_{SO_4^{2-}} - x_{H_2SO_4} \cdot x^0_{SO_4^{2-}})}{\frac{M_{H_2SO_4}}{M_{Fe}} m^0_{[\,]S} \cdot x^0_{Fe} \cdot x_{SO_4^{2-}}}$$

În vederea determinării factorilor care influenţează viteza procesului global s-au efectuat determinări experimentale în diverse condiţii, urmărind evoluţia η_{Fe} în funcţie de concentraţia de inhibitor adăugat la diverse temperaturi. Cercetările experimentale s-au efectuat într-o instalaţie simplă de laborator, termostatată.

După atingerea temperaturii de lucru în reactorul ce conţine faza lichidă de masă şi de concentraţie cunoscută, se introduce epruveta, a cărei suprafaţă este total lipsită de oxizi şi în prealabil cîntărită, din masa de reacţie prelevîndu-se, la intervale de timp, probe ce se analizează privind conţinutul în H_2SO_4 şi SO^{2-}_{4total} [6]. Datele obţinute se generalizează sub forma diagramelor.

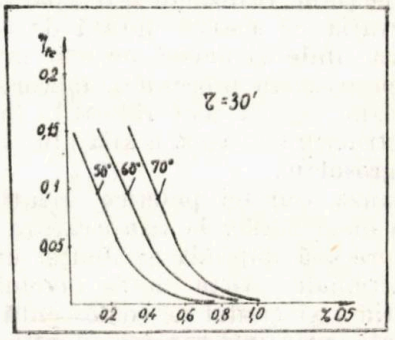


Fig. 1. Variaţia η_{Fe} — concentraţia D5 pentru temperaturile 50, 60 şi 70°C la $\tau = 30$ min

Analiza datelor din figura 1 arată comportarea diferită a inhibitorului în funcţie de temperatură. Odată cu creşterea temperaturii pentru asigurarea unui grad de protecţie constant al metalului, concentraţia în inhibitor trebuie mărită.

Pentru o temperatură constantă (fig. 2), gradul de transformare a fierului η_{Fe} variază considerabil în timp, în funcţie de cantitatea de inhibitor adăugată.

Se observă de asemenea că, pentru o concentraţie de 0,75 % D5, gradul de transformare a fierului scade considerabil.

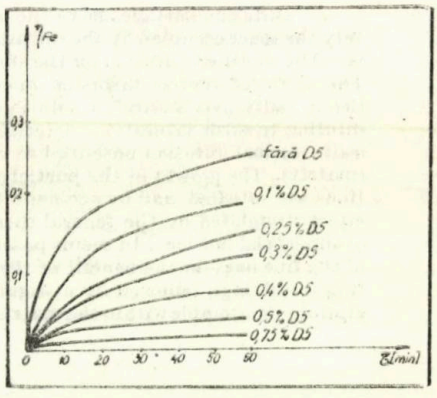


Fig. 2. Variaţia η_{Fe} — timp pentru diferite concentraţii de inhibitor la temperatura de 60°C

Luîndu-se în considerare faptul că în procesul decapării metalelor, în soluţii de acid sulfuric, în prezenţa inhibitorului, gradul de protecţie a metalului trebuie să fie de aproximativ 95% [4], la durate de staţionare a materialului în baia de decapare cuprinse între 15 şi 30 min şi

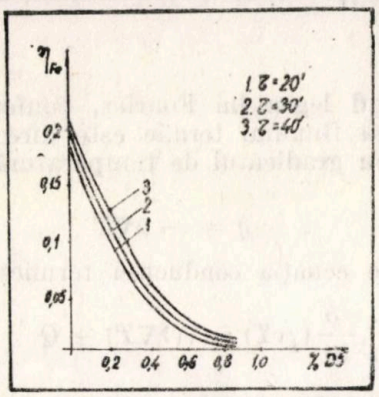


Fig. 3. Variaţia η_{Fe} — cantitatea de inhibitor adăugat, procente masice, în baia de decapare

la o temperatură de 60°C [8], (fig. 3), se calculează concentraţia optimă în inhibitor, produs D5.

Astfel, concentraţia optimă va fi cuprinsă între 0,40 % şi 0,45% D5.

Din cele prezentate s-au tras următoarele concluzii :

— S-a definit mărimea η_{Fe}, ce caracterizează modul de acţionare a inhibitorului de coroziune asupra cineticii dizolvării fierului în soluţii diluate de acid sulfuric.

— S-au generalizat sub forma diagramelor factorii ce influenţează această cinetică.

— S-a stabilit concentraţia optimă în produs D4, în băile de decapare, demonstrînd calităţile unui bun inhibitor de coroziune.

— S-a deschis perspectiva realizării de noi reţete de fabricare a unor noi aditivi de decapare, inhibitori de coroziune competitivi.

NOTAŢII :

η_{Fe} — grad de transformre a fierului;

m^o; m — masa iniţială; masa la un moment dat;

$[]l$; $[]S$ — faza lichidă; faza solidă;

x^o; x — concentraţia masică iniţială; concentraţia masică la un moment dat;

M — masa moleculară

BIBLIOGRAFIE

[1] Drimuş, I., Adamache, I. şi Ludoşan, E. *Inhibitori de coroziune.* Bucureşti, Editura tehnică, 1968.

[2] Cuida, O. şi Giotta, C. În : Metalurgia, R.S.R., 21, nr. 11, 1969.

[3] Bonzel, M. *Le tréfilage de l'acier,* Paris, Ed. Dunod, 1958.

[4] Shaw, R. E. În : Corrosion technology, S.U.A. 12, nr. 1, 1965.

[5] Calistru, C. şi Leonte, C. *Tehnologia substanţelor anorganice,* Bucureşti, E.D.P., 1972.

[6] Macarovici, C. Gh. *Analiza chimică cantitativă anorganică.* Ed. Acad. R.S.R., Bucureşti, 1979.

[7] Leonte, C., Ifrim, L., Szep, A., Trîmbiţaş, V., Roşcan, M., Renciu, D., Costea, G., Samoilă, G., Ferghete, V., Rus, I. Niţă, R., Isza, E., Serb, G. Bul. şt. stud., vol. V., Sec. I, I.P. Iaşi, 1980.

[8] *** M.I.M. — ICEM *Tehnologia de pregătire a barelor şi ţevilor din oţeluri carbon şi aliate la* ICEM, 1983.

Model matematic pentru determinarea pierderilor termice prin vatra și pereții laterali ai cuvelor de electroliză a aluminiului

Ing. Pia Bălu, mat. I. Ciucu
și mat. Victoria Ciucu
C.C.P.T.Al. – Slatina

CZ : 621.35 :669.71

Descrierea modelului matematic

Modelarea matematică a procesului de transfer termic prin cuva de electroliză a aluminiului s-a efectuat prin analiza numerică a cîmpurilor staționare de temperaturi și aplicarea calculului cu diferențe finite la ecuațiile diferențiale ale cîmpului. Astfel, au rezultat sisteme de ecuații liniare de dimensiuni mari, în general de tipul 400×400 care au fost rezolvate cu ajutorul calculatorului electronic.

Pentru descrierea ecuației conducției termice se fac următoarele notații:

ρ este densitatea materialului, g/cm³;
c — căldura specifică, cal./g;
T — temperatura, °C;
λ — coeficientul de conducție termică, W/m°C;
Q — sursa de căldură, W/cm³;
V — volumul corpului, m³;
S — suprafața limitei corpului, m².

Bilanțul termic al unui corp solid de volum și formă arbitrară indică faptul că fluxul termic debitat de izvoarele interioare de căldură se acumulează parțial în corp, iar restul străbate suprafața S, disipîndu-se în mediul ambiant.

Relația generală folosită la descrierea modelului matematic al bilanțului termic [1] are forma generală următoare:

$$\dot{Q}_i = \dot{Q}_a + \dot{Q}_s$$

Fluxul termic rezultat din izvoarele interioare de căldură este dat de integrala:

$$\dot{Q}_i = \int_V Q dv$$

Căldura acumulată în corp în unitatea de timp se exprimă prin relația:

$$\dot{Q}_a = \int_V \frac{\partial}{\partial t} (\rho c T)\, dV$$

Fluxul termic care străbate suprafața, ținînd seamă de transformarea Gauss–Ostrogradski, se obține din relația:

$$\dot{Q}_s = \int_S \dot{q} dS = \int_V \nabla \dot{q} dV$$

Rezultă astfel următoarea relație:

$$\int_V Q dV = \int_V \frac{\partial}{\partial t} (\rho c T) dV + \int_V \nabla \dot{q} dV$$

Folosind legea lui Fourier, conform căreia densitatea fluxului termic este direct proporțională cu gradientul de temperatură:

$$\dot{q} = -\lambda \nabla T$$

se obține ecuația conducției termice:

$$\frac{\partial}{\partial t} (\rho c T) = \nabla(\lambda \nabla T) + Q \qquad (1)$$

valabilă pentru corpuri omogene și izotrope.

Ecuația diferențială (1) nu poate fi rezolvată sub forma dată nici analitic și nici numeric, datorită complexității acesteia. Pentru a o rezolva se fac în continuare următoarele presupuneri simplificatoare.

Se va considera procesul termic din cuvă în stare stabilă, adică este îndeplinită condiția:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = 0 \qquad (2)$$

Pentru starea stabilă a procesului termic bilanțul de căldură se prezintă astfel:

$$Q_n = Q_p + Q_q + Q_t \qquad (3)$$

În această relație s-au folosit notațiile:

Q_n este energia introdusă în proces;
Q_p — căldura necesară pentru descompunerea aluminei și obținerea aluminiului;
Q_q — căldura medie necesară pentru preîncălzirea și topirea materiei prime introduse în cuvă;
Q_t — cantitatea totală a pierderilor de căldură prin cuvă.

În cazul stării stabilite, ecuația (3) este valabilă în următoarele condiții:

$$\operatorname{div} \bar{i} = 0 \qquad (4)$$

$$\operatorname{div} \bar{j} + Q_j = 0 \qquad (5)$$

în care s-au folosit notațiile:

$\bar{i}$ — vectorul densității fluxului de curent;
$\bar{j}$ — vectorul densității fluxului de căldură;
Q_j — căldura Joule.

Pentru rezolvarea ecuațiilor (4) și (5), care reprezintă distribuția potențialului electric și respectiv a temperaturii prin cuvă, se precizează următoarele relații:

$$\bar{i} = \sigma \operatorname{grad} U$$

$$\bar{j} = \lambda \operatorname{grad} T$$

în care s-au folosit notațiile:

σ — fluxul electric;

U — potențialul electric;

λ — conductivitatea termică.

Introducînd expresia vectorului $\vec{i}$ în relația (4) rezultă:

$$\sigma \nabla^2 U = 0 \qquad (6)$$

în care „∇^2" reprezintă operatorul Laplace care exprimă faptul că divergența gradientului de potențial în toate coordonatele rețelei este zero.

Introducînd expresia lui $\vec{j}$ în ecuația (5), rezultă relația:

$$\lambda \nabla^2 T + Q_j = 0$$

sau altfel exprimat:

$$\lambda \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right) + Q_j = 0 \qquad (7)$$

Ecuația (7) reprezintă relația generală a stării termice a cuvei de electroliză a aluminiului cu ajutorul căreia se va determina, prin metoda diferențelor finite, distribuția temperaturii din cuvă.

Condiții de unicitate și coeficienți folosiți la descrierea modelului matematic

Pentru stabilirea soluțiilor ecuației (7) se impune precizarea condițiilor de unicitate care se folosesc la descrierea ecuațiilor modelului matematic, de următoarele tipuri:

a) Condiții de tip Dirichlet care precizează cîmpul de temperaturi pe suprafețele limită:

$$T = T(x, y, z, t)$$

Aceste valori se stabilesc prin măsurătorile efective ale temperaturii pe pereții laterali ai cuvei de electroliză cu ajutorul termocuplurilor.

b) Condiții de tip Neumann care, în cazul ipotezei Fourier, exprimă gradientul de temperatură pe suprafețele limită ca o funcție cunoscută:

$$\text{grad } T = f(x,y,z,t) \qquad (8)$$

c) Condiții de tip Fourier, care exprimă legea de conservare a energiei, adică faptul că suprafața de separație dintre un solid și fluid nu modifică valoarea fluxului termic. Propagarea căldurii prin suprafața de separație solid-fluid se face prin convecție și radiație și este oglindită de legea lui Newton:

$$\dot{q} = \alpha (T_s - T_\infty) \qquad (9)$$

în care α este coeficientul de propagare a căldurii prin suprafață, T_s — temperatura suprafeței și T_∞ — temperatura medie a fluidului.

În scopul determinării constantelor α și T_∞, s-au efectuat măsurători ale temperaturii aerului dintre dalele carbonice laterale dispuse între cuvele de electroliză.

d) Condiții de contact, care exprimă faptul că suprafața de separație dintre două solide nu modifică valoarea fluxului termic:

$$\dot{q} = -\lambda_1 \text{ grad } T/_1 = -\lambda_2 \text{ grad } T/_2 \qquad (10)$$

Coeficientul de propagare a căldurii prin suprafață α se determină cu relația:

$$\alpha = m \sqrt[4]{T_s - T_\infty} + \frac{C}{T_s - T_\infty} \left[\left\langle \frac{T_s + 273}{100} \right\rangle^4 - \left\langle \frac{T_\infty + 273}{100} \right\rangle^4 \right] \qquad (11)$$

În funcție de poziția suprafețelor limită, s-au considerat următoarele valori ale coeficienților m și c:

— pentru suprafețe verticale: $m = 2{,}2$;

— pentru suprafețe orizontale orientate în jos: $m = 1{,}8$; $c = 3{,}4$.

Conductivitatea termică λ a materialelor constituente ale cuvei variază în funcție de temperatură, conform datelor din tabelele 1 — 3.

Tabelul 1

Temperatură șamotă T, °C	400	500	1 000
Conductivitate termică, W/mK	0,465—1,163	0,618—1,396	1,745

Tabelul 2

Temperatură dală carbonică, T, °C	0	200	400	600	800	1 000
Conductivitate termică, W/mK	0,698	0,872	1,047	1,277	1,454	1,628

Tabelul 3

Temperatură diatomit, T, °C	500	800
Conductivitate termică, W/mK	max. 0,20	max. 0,22

Pe baza relației (11) au fost stabiliți coeficienții α specifici tuturor tipurilor de cuve de electroliză a aluminiului. De asemenea, conductivitățile termice λ au fost alese conform temperaturilor medii atinse în straturile de izolație ale cuvei.

BIBLIOGRAFIE

[1] Leonăchescu, N. *Termotehnică*, București, Editura didactică și pedagogică, 1974.

Aplicațiile microscopiei electronice în studiul defectelor materialelor semiconductoare

Dr. ing. N. Atanasiu
Institutul politehnic — București

CZ: 621.385.833

Studiul defectelor materialelor semiconductoare cu ajutorul microscopiei electronice se bazează pe faptul că proprietățile electronice ale acestor materiale sînt determinate de proprietățile lor structurale. Atît răspunsul electronic, cît și cel structural care include defectele de rețea, interfețele, distribuția și natura impurităților sau dopanților pot fi studiate cu ajutorul tehnicii microscopiei electronice la un înalt nivel de rezoluție, în funcție de caracterul cercetării efectuate.

Pe de altă parte, integrarea tehnicii microscopiei electronice în dezvoltarea dispozitivelor electronice este determinată și de faptul că volumele active ale acestor dispozitive sînt puternic reduse, la mărimi submicroscopice. Această reducere este atît de însemnată încît interfețele și suprafețele influențează proprietățile electronice ale structurii. De aceea, structura care controlează efectele electrice ale interfețelor și suprafețelor trebuie să fie cercetată la o scară mult mai mică.

Dezvoltarea aplicativă a microscopiei electronice în caracterizarea defectelor în circuitele integrate și în dispozitivele electronice este determinată de două aspecte semnificative. Primul aspect se datorește flexibilității analitice a microscopiei electronice care permite caracterizarea unor microregiuni selectate, folosind diferite procedee încorporate într-un singur instrument. Al doilea se referă la îmbunătățirea și lărgirea tehnicilor specifice de pregătire a probelor de examinat.

Cercetările microscopiei electronice asupra materialelor semiconductoare în general cuprind un domeniu larg, cum ar fi: distribuția și natura defectelor, geometria statică și dinamică a dislocațiilor, structura miezului dislocației, a interfeței precipitat/matrice, precum și a structurii atomice a defectelor planare. O atenție deosebită se acordă cunoștințelor privind interacțiunea dintre defecte, decorarea dislocațiilor sau defectelor planare cu impurități sau formarea clusterelor din defecte punctiforme. Un alt aspect important îl constituie interpretarea naturii defectelor de intersecție (rodlike defects) care se produc în principal după tratamentul de radiație a semiconductorilor, ca fiind defecte intermediare în procesul de nucleație a dislocațiilor prin condensarea defectelor punctiforme.

În tehnologia semiconductorilor, în afara cercetărilor asupra materialelor extrem de pure destinate cunoștințelor fundamentale asupra fizicii semiconductorilor, un interes deosebit îl prezintă detectarea defectelor introduse de procesul de fabricație. Aceasta este legată de continua îmbunătățire a calității materialelor semiconductoare fabricate (prin creștere), astfel că defectele apărute în timpul diferitelor tratamente aplicate dispozitivelor microelectronice și optoelectronice (difuzia, oxidarea, implantarea ionică, recoacerea cu laser, recoacerea cu fascicul de electroni, procesele epitaxiale) capătă o importanță tot mai mare.

În cercetările privind fizica și tehnologia materialelor semiconductoare prezintă importanță Si și Ge pentru microelectronică și semiconductori intermetalici, care sînt aliajele binare ale unor elemente din grupele III și V din sistemul periodic al elementelor (compușii $A^{III}—B^{V}$) ca de exemplu GeP, GeAs, InP etc.

Dispozitivele semiconductoare se confecționează direct din felii de monocristale tăiate din lingouri crescute prin metoda Czochrolski sau Bridgman, dopate în timpul creșterii. Feliile se mai folosesc ca substrat pentru depunerea epitaxială a unui strat de semiconductor, care păstrează orientarea cristalină a semiconductorului inițial.

Straturile epitaxiale se obțin fie prin creșterea homo-epitaxială, fie prin cea hetero-epitaxială, ultima incluzînd aliaje ternare și quaternare, cum sînt: GeAlAs, GeInAs și GeInAsP. Straturile pot fi crescute prin epitaxia fazei lichide (EFL), epitaxia fazei gazoase (EFG), epitaxia fasciculului molecular (EFM) și depunerea chimică a vaporilor metal-organice.

Informații considerabile privind materialele semiconductoare se obțin prin folosirea diferitelor metode ale microscopiei electronice. Astfel, microscopia electronică prin transmisie (MET) furnizează informații cu privire la structură, microscopia electronică cu baleiaj (MEL) combinată cu curenți induși de fascicul de electroni (CIFE) furnizează informații cu privire la activitatea electrică a defectelor de rețea, MEB și luminiscența catodică (LD) furnizează rezultatele luminiscenței și microanaliza electronică a probei (MAEP) furnizează rezultatele compoziției chimice. Un avantaj important al acestor metode constă în faptul că ele au o excelentă rezoluție spațială, astfel că pot fi folosite și la obținerea de informații asupra defectelor individuale. Aplicînd mai multe din aceste metode la aceeași probă sau la același defect, se poate face o interpretare mult mai completă asupra cazului analizat. Întrucît cerințele pentru materiale și dispozitive elec-

tronice devin tot mai exacte, metodele microscopiei electronice de evaluare a caracteristicilor acestor materiale se dovedesc a fi tot mai valoroase.

În comparație cu Si, semiconductorii intermetalici GeP, GeAs și InP sînt calitativ inferiori, conținînd o densitate medie de dislocații de 10^4 la 10^6 cm^{-2} și care tind să se plaseze la limite care formează unghiuri mici. De asemenea, frecvent sînt prezente și bucle de dislocații cu diametru de 200 nm, care pot să existe chiar în materiale intermetalice nedopate, în special în cazul GeP.

Dacă concentrația dopantului depășește limita de solubilitate, atunci se produce precipitarea care se poate studia cu rezultate foarte bune cu MET. De exemplu, precipitarea în GeAs se produce dacă concentrația Te depășește $\sim 2 \cdot 10^{18} cm^{-3}$, formîndu-se atît particule ~ 20 nm, cît și particule mai mari, ~ 50 nm în diametru. Precipitarea unor particule mari la dislocații (nucleația heterogenă), precum și în afara dislocațiilor (nucleația homogenă) se produce în perioada în care are loc creșterea temperaturii în lingou, în timp ce precipitarea particulelor mici (nucleația homogenă) se produce în timpul răcirii lingoului.

Comportarea precipitatelor din dopanți în materiale semiconductoare intermetalice se poate modifica dacă sînt prezenți simultan doi dopanți. Astfel, studiile cu MET au ilustrat că pentru Si în GeAs precipitarea se produce dacă concentrația de Si depășește $3 \cdot 10^{18}$ cm^{-3}, iar structura constă dintr-un șir de bucle de dislocații de 25 nm. Dacă în materialul dopat cu Si se introduce Zn la o concentrație sub nivelul de solubilitate $\sim 5 \cdot 10^{19}$ cm^{-3} pentru GeAs, atunci structura se modifică sub forma unui șir de defecte cu diametru de 150 nm. Se consideră că Zn precipită sub nivelul său de solubilitate, întrucît el poate să nucleeze pe particule precipitate din Si deja existente.

Studiile asupra dislocațiilor din CdS cu structura hexagonală au ilustrat că multe din dislocațiile aflate pe (0001) s-au deplasat în timpul observațiilor la o tensiune de accelerare a electronilor de 10 kV. În condițiile unui fascicul slab, dislocațiile disociază căpătînd o lățime de aproximativ 11 nm pentru o dislocație cu orientare de 67°, ce corespunde la $\gamma = 85 \pm 21$ m J m^{-2}. Dislocațiile rămîn disociate în timpul alunecării, iar lățimea se menține relativ constantă pe durata deplasării. Segmentele disociate cu lungimi >20 nm blocate la ambele capete deoseori se curbează înainte și înapoi cu o viteză medie de $\simeq 40$ nm s^{-1}. Totuși nu este clar care este forța motrice pentru alunecarea dislocațiilor observate în experimentul de față.

Experimentările efectuate asupra CdTe au evidențiat că și în acest caz dislocațiile de alunecare disociază (fig. 1), iar pentru producerea deplasării dislocațiilor s-au folosit curenți ai fasciculului de electroni anormal de înalți. Aceste observații dinamice conduc la concluzia că dislocațiile din aceste materiale sînt de tipul de alunecare.

La o rezoluție de aproximativ 3 nm, au fost observate și alte efecte dinamice, cum ar fi mișcările în salturi, pozitive și negative, precum și anihilarea în salturi (fig. 2), viteza saltului la CdS fiind de $\simeq 50$ nm s^{-1}.

În circuitele integrate se folosesc frecvent straturile de SiO_2 crescute termic, iar calitățile electrice ale stratului de oxid și ale interfeței siliciu/oxid au devenit cruciale în performanțele circuitelor și ale dispozitivelor electronice. Pentru a influența pozitiv atît caracteristicile electrice ale straturilor de oxizi, cît și comportarea defectului în stratul de Si, se adaugă unii

Fig. 1. Disocierea dislocației în CdTe cu o lățime de $\simeq 13$ nm

compuși ai clorului în atmosfera oxidantă, îndeosebi $C_2H_2Cl_3$, care se concentrează pe rugozitatea interfeței într-un domeniu larg de temperaturi și de timp.

Studiul asupra regiunii interfeței SiO_2/Si s-a efectuat la o tensiune înaltă (1250 kV) și înaltă rezoluție (200 kV) la MET.

În figura 3 s-a reprezentat interfața SiO_2/Si după oxidare timp de 1 h la 1 025°C, folosind o concentrație de 0,2 % $C_2H_3Cl_3$. Se observă că interfața este foarte plată, avînd mici fluctuații de circa 0,3 mm. Prin oxidare cu o concentrație în creștere a compusului $C_2H_3Cl_3$, rezultă un atac asupra suprafeței de siliciu, fapt ce duce la formarea unor bule (fig. 4).

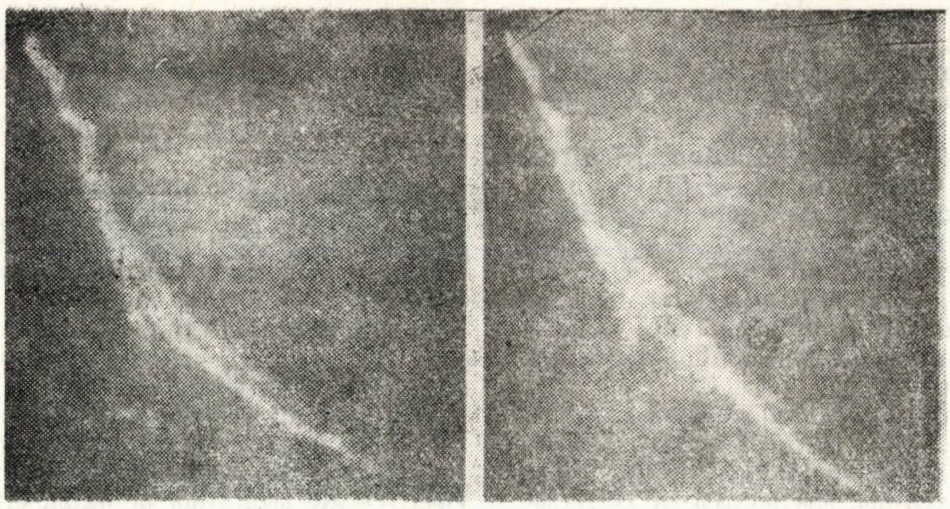


Fig. 2. Mişcare în salturi de-a lungul dislocaţiei disociate de CdS

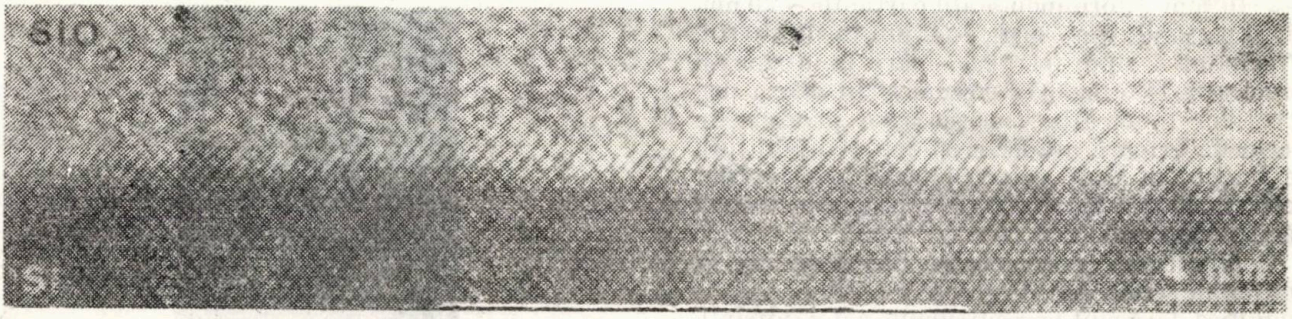


Fig. 3. Interfaţa SiO_2/Si după o oxidare timp de 1 h la 1 025°C

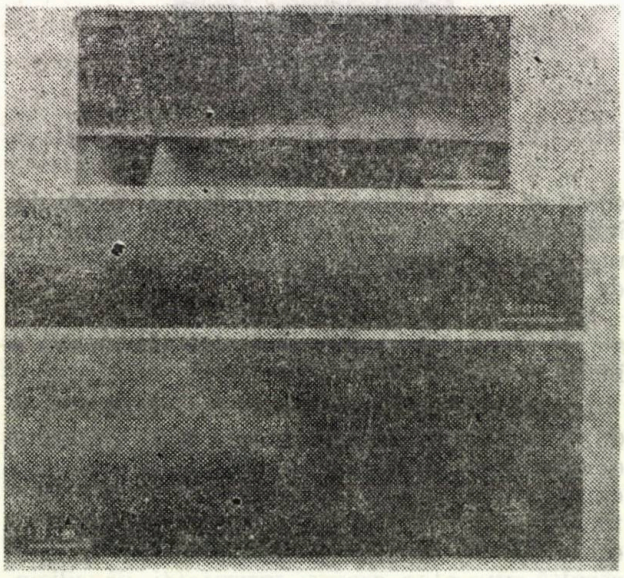


Fig. 4. Interfaţa SiO_2/Si : *a* — imaginea realizată cu *MEIT*; *b* şi *c* — cu *MEIR*

Fig. 5. Implantarea ionică $1{,}10^{16}$ cm^{-2} observată la MET: cu BF_2 la 150 KeV

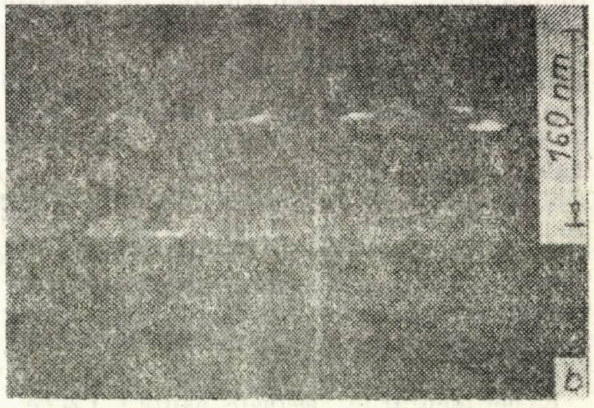


Fig. 6. Structura multistraturi: incluziuni cristaline într-un strat gros de oxid; ordinea: Si — substrat/oxid/Si policristalin/ oxid/Si — policristalin

În figura 4, *a*, realizată cu *MEIT*, se observă ridicarea stratului de oxid după 2 h la concentrația de 1,4 % $C_2H_2Cl_3$ și la temperatura de 1 150°C. Figura 4, *b*, realizată cu *MEIR*, reprezintă interfața rugoasă, iar figura 4, *c* este o imagine realizată tot cu *MEIR* ,unde se observă regiunea cu bule de gaze și o interfață foarte netedă SiO_2/Si.

Pentru detectarea cu MET a distribuției în adîncime a defectelor în stratul suport de siliciu, analiza interfețelor și cercetarea microstructurii stratului în dispozitivele electronice, o importanță deosebită a căpătat-o tehnica secționării probelor la 90°. Fiind o tehnică delicată și consumatoare de timp, probele care trebuie analizate cu metoda secțiunii transversale trebuie să fie selectate cu grijă.

În figura 5 s-a reprezentat distribuția în adîncime a defectelor după implementarea BF_2^+ și As^+, urmată de o recoacere cu un impuls ușor de 90 J cm^{-2}. Scala indică grosimea stratului inițial amorf în proba implantată. Prin implantarea BF_2 se realizează o recristalizare completă a stratului inițial amorf, dar cu o zonă de densitate ridicată a buclelor de dislocații. La această adîncime distribuția As este maximă, fiind corespunzătoare valorii lui R_p pentru starea nerecoaptă.

Implantările efectuate cu B^+, BF_2^+, P^+ și As^+ ilustrează faptul că vîrfurile locale ale concentrației dopanților după recoacere sînt legate de zonele de înaltă densitate ale defectelor de cristale din micrografiile secțiunii transversale.

În figura 6 se prezintă structura unui dispozitiv cu multe straturi. O astfel de secțiune transversală permite măsurarea mărimii grăuntelui la Si policristalin, grosimea stratului, rugozitatea suprafeței stratului și identificarea incluziunilor de Si cristalin în stratul de oxid.

Pentru cercetarea interfețelor, tehnica secțiunii transversale este aplicabilă nu numai în *MEIR*, ci și în microscopia electronică prin contrastul difracției. În figura 7 s-au reprezentat regiunile defecte într-un cristal de siliciu implantat cu Si, după tratamentul de recoacere la 800°C, timp de 30 min, folosind o doză de implantare de $5 \cdot 10^{14}$ cm^{-2} (fig. 7, *a*), 10^{15} cm^{-2} (fig. 7, *b*), $5 \cdot 10^{15}$ cm^{-2} (fig. 7, *c*) și 10^{16} cm^{-2} (fig. 7, *d*). Folosind o energie ionică de 140 KeV, s-a obținut un strat de ioni implantați de circa 180 nm.

În cazul unei doze de implantare mai mică decît cea de amorfizare (*a*, *b*), poziția stratului deranjat corespunde cu distribuția adîncimii degradării primare. La doze de implantare mai mari decît cele pentru amorfizare (*c*,*d*), straturile recristalizate se extind pînă la suprafață.

Metoda *MEV* și luminiscența catodică (*LC*) s-au folosit pentru cercetarea defectelor în diferite materiale semiconductoare intermetalice. Astfel, studierea materialului GeAs cu o concentrație crescătoare de dopant Te a ilustrat o sporire progresivă a fondului LC pînă la o valoare maximă a concentrației Te ~$2 \cdot 10^{18}$ cm^{-3}, după care se produce o scădere rapidă. Aplicînd MET la aceeași probă, s-a constatat că scăderea intensității fondului LC începe să aibă loc odată cu formarea particulelor de precipitate. Depășind concentrația Te peste $2 \cdot 10^{18}$ cm^{-3}, se produce un pronunțat efect „dot and halo" (punct central negru înconjurat de un disc inelar), interpretat ca o scădere a luminiscenței datorită recombinării neradiative la dislocație și particule asociate și creșterea luminiscenței în regiunea înconjurătoare lipsită de precipitare. La o concentrație de Te sub $2 \cdot 10^{18}$ cm^{-3}, se produce un efect slab „dot and halo", fiind interpretat ca o descreștere a luminiscenței la dislocație, și creșterea luminiscenței datorită difuziei impurităților la dislocație din regiunea înconjurătoare.

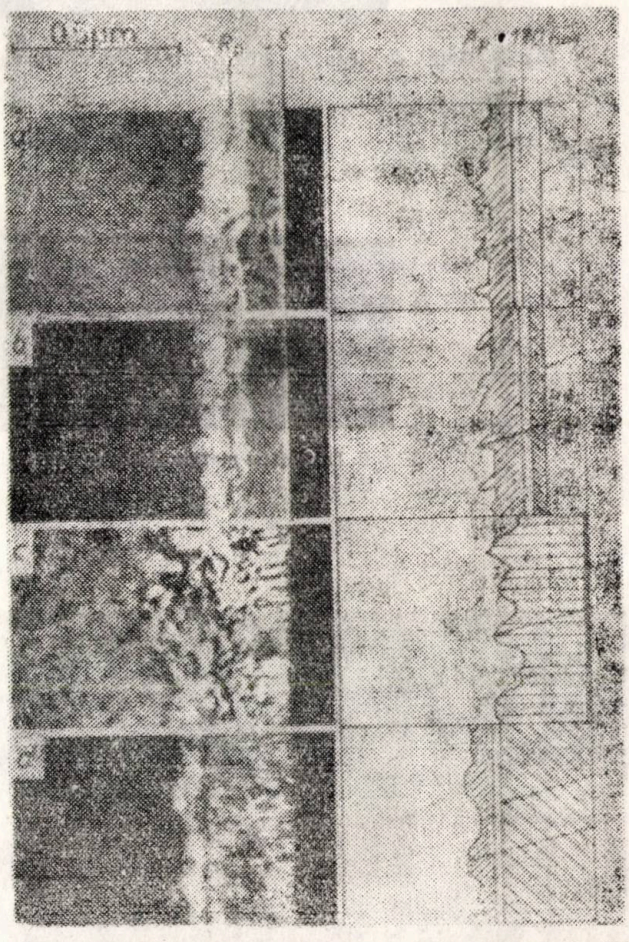


Fig. 7. Regiunile defecte într-un cristal de siliciu implantat cu Si

Metoda MEB LC s-a folosit și pentru cercetarea striațiunilor dopantului care se produc în lingouri de InP dopate cu Ge. Experimentările efectuate cu o concentrație a dopantului între 4,6 . 10^{16} și 10^{19} cm^{-3} au evidențiat prezența striațiunilor sub forma unor benzi albe,

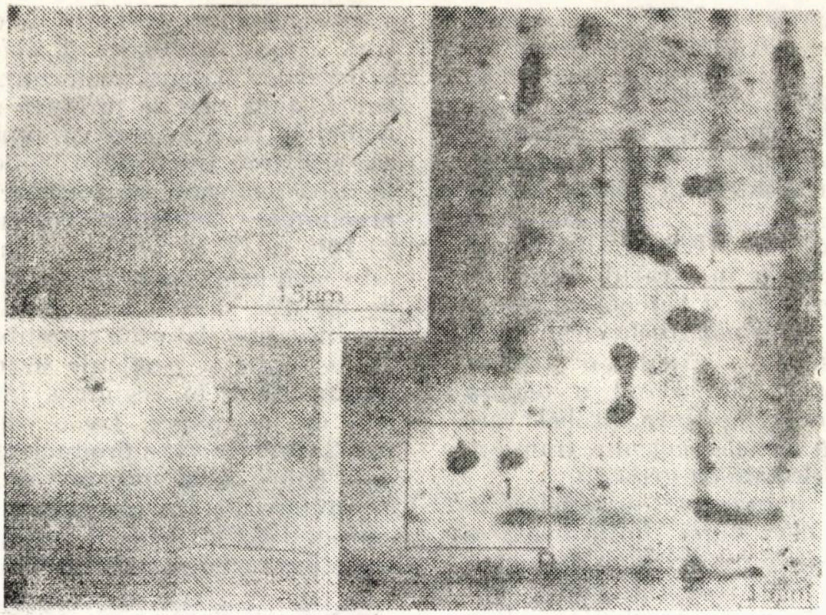


Fig. 8. Rețea de dislocații într-un strat de siliciu dopat cu bor în dreapta și *MET* a regiunilor *A* și *B* în stînga

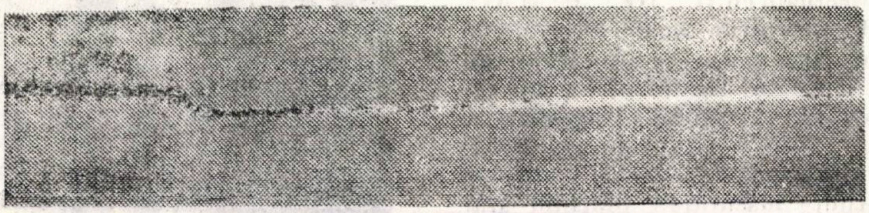


Fig. 9. Dislocația marginală în Si : direcția de alunecare ⟨110⟩ și planul de alunecare (100)

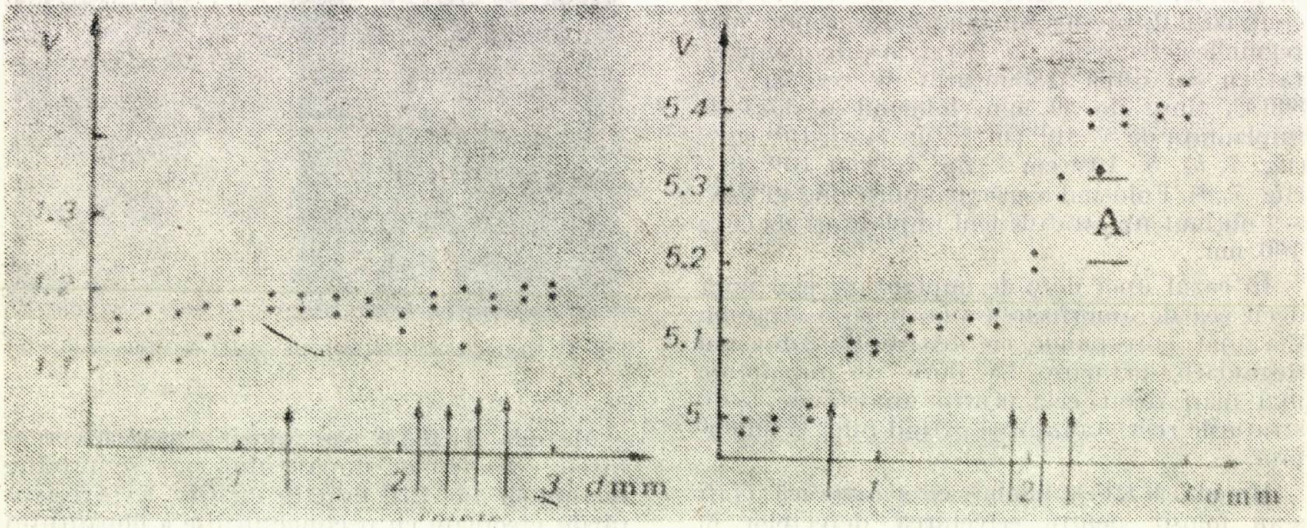


Fig. 10. Tensiunea la limitele grăunților :
a — proba de siliciu dopată cu bor ; *b* — proba de siliciu pur

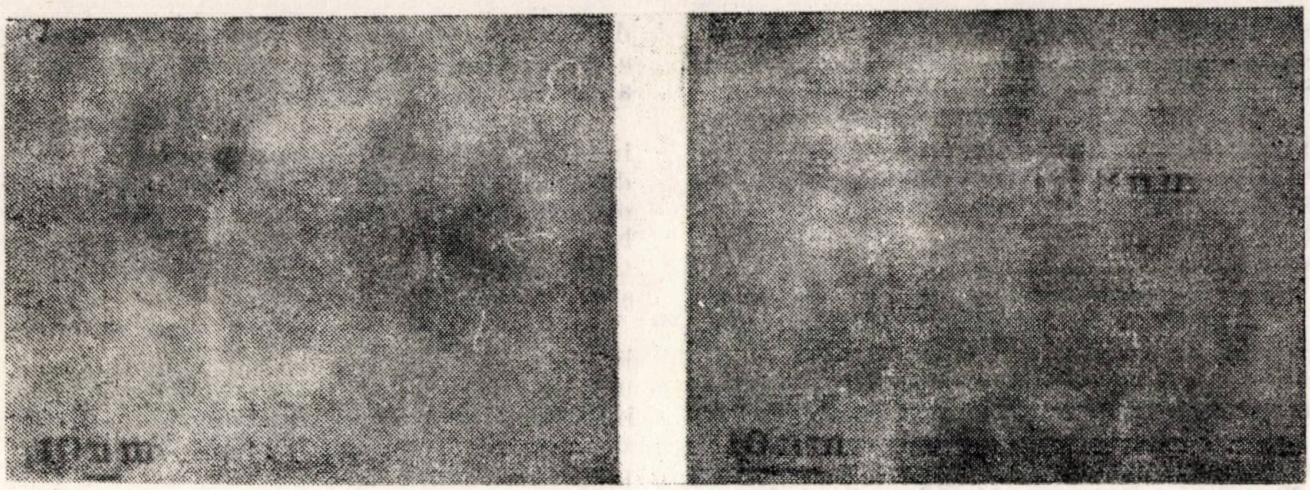


Fig. 11. Dislocația decorată aparținînd limitei grăuntelui

alternînd cu benzi negre de circa 50μm fiecare. La probele răcite la 88 K, s-au înregistrat spectrele luminiscenței catodice pentru benzile albe și negre. S-a constatat că spectrele de la striațiunile albe și negre au fost ușor diferite între ele, însă puternic diferite de la spectrele analoage din lingouri de InP nedopate și care nu prezintă striațiuni. Acest procedeu permite, printre altele, să se determine concentrația Ge în regiunile maclate și cele nemaclate și în vecinătatea fisurilor în lingourile de InP. De asemenea, metoda a permis să se observe că cantitatea de dopant încorporată în lingouri este cu circa 25% mai ridicată în regiunile în care s-a produs creșterea fațetei, în comparație cu regiunile lipsite de creșterea fațetei (non-facet growth). Limita de detecție cu metoda MEB LC este foarte înaltă. De exemplu, măsurarea modificării concentrației de 3% în Ge în lingoul de InP dopat la un nivel mediu de $4{,}6 \cdot 10^{16}$ cm^{-3} corespunde la o detecție de 3 părți la 10^8.

Cercetările efectuate au dovedit strînsa dependență dintre structura cristalografică și proprietățile electronice ale defectelor din rețeaua cristalină. „Activitatea electrică" a defectelor rețelei cristaline în materiale semiconductoare se observă la scara macroscopică printr-o influență pozitivă sau negativă asupra proprietăților electronice dorite.

Detectarea activității electrice a diferitelor defecte de cristal se realizează cu tehnicile MEB, care permit cercetarea eficienței recombinării acestor defecte. În majoritatea cazurilor se folosesc curenți induși de fascicul de electroni, radiația catodo-luminiscentă, în special pentru semiconductori compuși, și metoda spectroscopiei de tranziție. Combinarea acestor tehnici, care permit o rezoluție laterală în regimuri micronice, cu rezoluția mai înaltă a MET sau a METB, asigură o detecție bună a defectelor rețelei cristaline.

Dacă se combină MEB (CIFE)/MET se poate observa nu numai tipul dislocației (marginală, elicoidală sau mixtă), ci și caracterul special dat de structura miezului dislocației care determină activitatea ei electrică. Folosind combinația MEB (CIFE)/MET fasciculslab s-a observat că segmentele disociate ale dislocațiilor marginale pe direcția ⟨112⟩ și pe planul de alunecare {111} sînt mult mai active din punct de vedere electric decît cele nedisociate. Astfel, în figura 8, în partea dreaptă se află micrografia CIFE a rețelei de dislocații, indusă de procesul de difuziune într-un strat de siliciu cu bor. În partea stîngă, pe micrografiile obținute la MET, se observă defectele regiunilor *A* și *B*, care pot fi caracterizate ca dislocații la 60° față de dislocația nr. 1 care este o dislocație marginală (B.V. a/2 ⟨110⟩, direcția liniei ⟨110⟩, planul de alunecare {100}).

Cercetînd regiunea *A*, s-a constatat că dislocațiile marcate cu săgeți se prezintă sub forma unor segmente scurte cu un puternic contrast, care s-a atribuit segmentelor disociate similar dislocațiilor marginale. Regiunea *B* prezintă dislocația nr. 1 nedisociată (fig. 9) (disocierea producîndu-se numai spre finalul segmentului), care manifestă o eficiență ridicată a recombinării comparabilă cu aceea a disocierii la 60°.

Procesele tipice în cîmpul activității electrice a defectelor de cristal sînt cele legate de reconstrucția în miezurile dislocațiilor (schimbarea numărului de legături danglind), precum și procesele de decorare a miezurilor cu impurități la scara atomică. Folosind combinațiile MEB (CIFE) și MET, s-au efectuat studii asupra comportării electrice a dislocațiilor elicoidale și a celor cu 60° în cazul siliciului. În acest fel s-a putut observa influența defectelor punctiforme asupra activității electrice a acestor dislocații prin observarea probelor cu și fără legătura danglind.

Pentru corelarea legăturilor dintre conductivitatea electrică, structură și compoziția chimică

a limitelor dintre grăunte, se descriu rezultatele cercetărilor efectuate pe siliciu policristalin. S-au folosit simultan măsurătorile microrezistivității la limitele grăunților și tehnicile analitice în MET și METB (înalta rezoluție, microanaliza cu razele X, microdifracția, spectroscopia cu energia electronilor liberi), fapt ce a permis corelarea structurii cu activitatea electrică a limitelor grăunților.

În vederea măsurării conductivității electrice a limitelor grăunților, s-a folosit un microelectrod de wolfram de 0,5 μm, iar căderea de potențial s-a determinat ca o funcție a poziției de-a lungul probei supuse unui cîmp de 1 la 10 V (curent continuu). S-a observat o cădere a tensiunii la limitele grăunților care putea atinge 100 mV (fig. 10), această cădere fiind dependentă de nivelul dopării probei, astfel că la un conținut de bor mai mic de 1 ppm se anihilează barierele de rezistivitate. S-a constatat că conductivitatea electrică la limitele grăunților este dependentă de orientarea grăunților adiacenți și scade cu atît mai mult cu cît orientarea dintre grăunți este mai diferită.

Folosind condiția a două unde (111) cu o undă defractată pe o singură parte a limitei grăuntelui, se pot observa „fringe moiré" paralele (parallel moiré fringes) de-a lungul dislocațiilor care indică o modificare a parametrilor rețelei (fig. 11, *a*). Pierderea de energie electronică (*Electron energy loss*) în METB indică posibilitatea segregării oxigenului la limitele grăuntelui. În intervalul de la „parallel moiré fringes" (fig. 11, *b*) se poate deduce prezența fazei SiO_2 de-a lungul dislocației. Fazele SiO_2 acționează ca niște izolatori și vor contribui într-o măsură însemnată la scăderea conductivității electrice.

Concluzii

— Aplicarea microscopiei electronice în studiul materialelor semiconductoare se bazează pe faptul că proprietățile electronice sînt determinate de defectele structurale care includ defectele de rețea, interfețele, distribuția și natura impurităților și/sau dopanților.

— Microscopia electronică cu posibilitățile sale de înaltă rezoluție permite studierea atît a geometriei statice, cît și a celei dinamice a dislocațiilor, asigurînd o interpretare riguroasă a proprietăților electrice, mecanice și optice ale materialelor semiconductoare.

— Integrarea tehnicii microscopiei electronice în fizica și tehnologia semiconductoarelor este determinată de faptul că volumele active ale dispozitivelor electronice sînt puternic reduse la mărimi submicroscopice, astfel că proprietățile electronice sînt influențate de interfețele și de suprafețele dispozitivelor.

— Microscopia electronică, datorită flexibilității sale analitice, permite caracterizarea unor microregiuni selectate cu diferite metode încorporate într-un singur instrument, ținînd seamă și de dezvoltarea tehnicilor specifice de pregătire a probelor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Heydenreich, J. *Electrod microscopy in semiconductor research.* În : Electron Microscopy, vol. II, R.F.G., 1982, p. 365—375.

[2] Strunk, H. P. *Microscopic diagnostic needs in microelectronics.* În : Electron Microscopy, vol. II, R.P.U., 1984, p. 927—932.

[3] Booker, G. R. *Electron microscopy of defects in group III—V compound semiconductor.* În : Electron Microscopy, vol. II, R.P.U., 1984, p. 933—937.

[4] Cockayne, D. J. H. *Geometries of moving dislocations in semiconductors using weak-beam video images.* În : Electron Microscopy, vol. II, R.F.G., p. 377—379.

[5] Vanhellemont, J. și alții *Cross-section TEM study of the effect of Cl on the SiO_2/Si interface.* În : Electron Microscopy, vol. II, R.P.U., p. 955—956.

[6] Vohse, H. *Cross-section TEM in semiconductor technology.* În : Electron Microscopy, vol. II, R.P.U., p. 957—960.

[7] Hu, S. M. *Defects in Semiconductors.* Eds. J. Narayan, T.Y. Tan, Olanda, 1981, p. 333—350.

[8] Claes, G. L. și alții. *Semiconductor Silicon, 1977,* Eds. H.R. Huff și E. Sirth. S.U.A., 1977, p. 773—780.

[9] Cremoux, B. și alții, *GeAs and related compounds,* Viena, 1980, ed.by H.W. Thim, Institute of Physics, Anglia, 1981.

[10] Maurice, J.L. și alții. *Structure and conductivity of grain boundries in polycristalline silicon.* În : Electron Microscopy, vol. II, R.F.G., 1982, p. 379—381.

[11] Al-Jassin și alții *Defects in Semiconductors,* Olanda, *1980,* p. 521—525.

[12] Stirland, D.J. și alții. *Microscopy of Semiconducting Materials,* Institute of Physics, Anglia, 1983, p. 285—290.

[13] Wsrwick, C.A. și Booker, G.R. *Microscopy of Semiconducting Materials,* Institute of Physics, Anglia, *1983,* p. 320—325.

[14] Ast, D. G. și Cunningham, B. În: *Materials Proccesing : Theory and Practices Series,* Olanda, 1984.

Iz. VUZ-Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S, nr. 5, 1985

Schimbările de structură în topiturile metalice, p. 1 — Posibilităţile de modificare în trepte a structurii topiturilor de fier, p. 12 — Particularităţile de alcătuire a topiturilor metalice, p. 17 — Structura electronică şi transformările în topuri, p. 23 — Schimbările de structură în aluminiul lichid, p. 28— Trecerea de faze sau degradarea agregatelor metastabile, p. 34 — Influenţa CaF_2 asupra activităţii SiO_2 în sistemul $CaO—SiO_2—Al_2O_3—CaF_2$, p. 41 — Stabilirea raporturilor concentraţiilor de echilibru de vanadiu cu mangan şi crom în fierul lichid, p. 45 — Influenţa bazicităţii încărcăturii asupra comportării carbonaţilor metalelor alcaline la încălzire, p. 48 — Modelul creşterii masei de granule în cazul acţiunilor de şoc, p. 50 — Metodica cercetării experimentale a regimurilor de solicitare pe bancul dispozitivului fără con, p. 54 — Modificarea tensiunii curentului electric pe mantaua furnalului, p. 57 — Amestecarea băii de topire a oţelului, p. 60 — Modelarea formării şi topirii fontei solidificate pe parcursul suflării în baia convertizorului cu oxigen, p. 64 — Modelarea transferului de masă şi de căldură în baia convertizorului cu oxigen ca obiectiv cu parametri distribuiţi, p. 68 — Cercetarea dizolvării molibdenului în oţelul lichid, p. 70 — Folosirea indicilor statistici la aprecierea calităţii metalului, p. 72 — Studierea interacţiunii termice a particulelor metalice la topirea în zgură, p. 77 — Eficienţa optimizării regimului termic al elaborării, p. 81 — Optimizarea regimurilor de degroşare la laminarea pe bluming, p. 85 — Reducerea deşeurilor de metal pe slebingul 1150 prin stabilizarea lungimii sleburilor, p. 89, — Determinarea teoretică a modificării grosimii pereţilor corpurilor tubulare la laminarea elicoidală, p. 93 — Raza de rostogolire la laminarea continuă cu dorn a ţevilor, p. 96 — Stabilirea lungimii arcului de contact al benzii cu cilindru prin metoda fotografierii, p. 101 — Acţiunea de lubrifiere a emulsiei în cazul laminării la rece, p. 104 — Evidenţa forţelor de inerţie la încercările mecanice ale metalului, p. 107 — Încercarea sculelor de trefilat cu cuzineţi din aliaj dur, tensionaţi, p. 109 — Crearea sistemului automatizat pentru proiectarea matriţelor de presat, p. 111 — Influenţa elementelor de aliere asupra difuziunii carbonului în ferita oţelului perlitic la revenire, p. 116 — Proprietăţile mecanice ale aliajelor aliate Fe—C—Mn la temperaturi criogenice, p. 119 — Eliminarea fisurilor de călire ca rezultat al optimizării regimului de răcire, p. 123 — Studierea componenţei întunecate" în straturile nitrocementate, p. 125 — Calculul schimbului de căldură prin convecţie în cuptorul cu camere la elaborarea metodelor de încălzire rapidă cu jet a metalului, p. 129 — Optimizarea încălzirii prin îmbogăţirea cu oxigen a aerului de ventilator şi prin consumul alternativ de combustibil, p. 132 — Cercetarea şi îmbunătăţirea comportării din punct de vedere termic a agregatului de recoacere continuă, p. 136 — Calcularea absorbţiei căldurii de către zidăria cuptorului, p. 139 — Modelarea matematică a schimbului de căldură în dispozitivele ecranate de sub umplutură (grătar) ale cauperelor furnalelor, p. 143 — Metoda de calculare a parametrilor ţaglelor pentru presarea ţevilor armate în spirală, p. 146 — Diagrama probabilă completă a oboselii la contact a cilindrilor de sprijin de la laminoarele de tablă subţire, p. 147 — Utilizarea metodei de suprapunere în problemele limită de difuziune, p. 147 — Studierea modificărilor de structură în cazul revenirii oţelului laminat 12H18N10T, p. 149 — Stabilitatea mişcării ţevilor cu pereţi subţiri în cuptor pe perne de gaze, p. 150 — Studierea coeficientului de cedare a căldurii în camerele de răcire a profilelor complexe, p. 151 — Pierderile de căldură la furnalele de 5000 m^3, p. 151 — Evidenţa pierderilor de produse finite din minereu de fier la transport, p. 151 — Concentrarea turnătoriilor, p. 153 — Influenţa adaosurilor de var asupra proprietăţilor de pelete de minereu de fier, p. 154 — Rezultatele experimentărilor semiindustriale de aglomerare a încărcăturilor cu conţinut de minereu de alumino-hematită din zăcământul de Miuktikulsk, p. 155 — Căi de reducere a emanaţiilor de oxid de carbon de la convertizoarele cu oxigen, p. 156 — Presiunea aburului saturat al unor metale greu fuzibile, p. 157 — Metodă de alegere a regimurilor optime rapide de temperatură la sudarea prin presiune, p. 158.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 2,1985

Perfecţionarea tehnologiei de elaborare în furnalele de 1754 m^3, p. 13 — Evacuarea fontei „cu urşi" la oprirea furnalului în vederea reparaţiilor capitale de ordinul II, p. 16 — Exploatarea sistemului de aspiraţie a halei furnalului de 5000 m^3, p. 18 — Îmbunătăţirea tehnologiei de fabricaţie a şinelor din grupa I de calitate, p. 20 — Experienţa exploatării elementelor de răcire tubulare ale cuptoarelor electrice cu arc de mare capacitate, p. 23 — Îmbunătăţirea tehnologiei de reparaţii la cald a căptuşelilor refractare de la cuptoarele rotative, p. 25 — Reparaţia capitală la un convertizor de 300 t, p. 26 — Fabricarea şi livrarea de table laminate la rece în funcţie de masa teoretică, p. 29 — Fabricarea şi utilizarea profilelor fasonate de înaltă precizie, p. 30 — Zincarea la cald a ţevilor în zinc aliat lichid, p. 32 — Creşterea rezistenţei cuţitelor de la presele-foarfece pentru tăierea laminatelor, p. 34— Modernizarea cuplurilor elicoidale de la dispozitivele de presare ale laminoarelor degrosisoare, p. 35 — Tăierea cu plasmă a tablei laminate, p. 36 — Mărfuri de larg consum din deşeuri de polietilenă, p. 40 — Îmbunătăţirea condiţiilor de muncă ale personalului de la furnale, p. 40.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 3, 1985

Controlul automat al pierderilor de căldură în sistemele de răcire ale furnalelor, p. 8 — Regimul raţional de acumulare a produselor de topire reprezintă o rezervă importantă de intensificare a regimului gazodinamic al zonei inferioare a furnalului, p. 10 — Îmbunătăţirea etanşărilor longitudinale şi a canalelor de evacuare a gazelor de la maşinile de aglomerare AKM—312, p. 12 Mărirea siguranţei de măsurare a temperaturii cupolelor cauperelor, p. 14 — Dispozitiv de control continuu al protoxidului de fier din aglomerat, p. 15 — Stabilizarea regimului termic al cuptoarelor Martin, la presiune scăzută a gazelor naturale, p. 16 — Eficienţa evacuării în două etape a zgurei de furnal, p. 19— Eficienţa arderii gazelor naturale în cuptoarele cu cuvă de ardere a varului, p. 21 — Turnarea oţelului din oale de 210 t prin închizătoare cu sertar, p. 23 — Turnarea oţelurilor pentru rulmenţi, p. 24 — Cercetarea industrială a tehnologiei de laminare-separare cu mai multe fire a semifabricatelor laminate pe laminoare de tip liniar, p. 26 — Livrarea tablelor din oţel carbon diferenţiat pe grupe de rezistenţă, p. 29 — Modernizarea cuptoarelor continue de la laminorul de tablă de 1700 mm de la Combinatul din Jdanov, p. 31 — Asimilarea funcţionării cuptoarelor cu vatră păşitoare, p. 36 — Eficienţa reconstrucţiilor, p. 38 — Rezerve de creştere a eficienţei de prelucrare a zgurelor în întreprinderile metalurgice din R.S.S. Ucraineană, p. 40 — Îmbunătăţirea condiţiilor de muncă în oţelăriile electrice, p. 42 — Dispozitiv pentru decorarea vaselor, p. 44.

Metallurghiceskaia i gornorudnaia promîşlennost, U.R.S.S., nr. 2, 1985

Extinderea posibilităţilor tehnologice ale dispozitivului de încărcare cu două ecluze, p. 4—Separarea produselor elaborate în furnal în jgheabul principal, p. 6 — Modernizarea distribuitorului de încărcătură, la furnale, p. 8 — Mărirea eficienţei corectărilor bazicităţii încărcăturii de furnal în cazul funcţionării cu aglomerate tratate cu fondaţi, p. 10

— Perfecționarea procedeului de fabricație a sulfatului de amoniu, p. 12 — Rezerve de economisire a metalului, p. 13 — Elaborarea oțelurilor pentru roțile de cale ferată și calitatea acestora, p. 15 — Cinetica solidificării lingoului turnat continuu din oțeluri de construcție 40H, p. 16 — Aprecierea structurii lingoului din oțel cu utilizarea metodelor de metalografie cantitativă, p. 18 — Examinarea cauzelor formării fisurilor în colțurile sleburilor turnate continuu pe baza modelului matematic de formare a lingoului în cristalizor, p. 20 — Căi de mărirea a eficienței fabricării tablei groase laminate, p. 22 — Metoda de proiectare a calibrărilor raționale la cilindrii de laminor pentru profile, cu utilizarea completului de calcul — calculator eletronic — display, p. 24 — Elaborarea și perfecționarea tehnologiei de fabricație a roților de cale ferată, p. 26 — Crearea de procese tehnologice avansate de durificare termică a roților monolit, p. 30 — Particularitățile de construcție a roților monolit de cale ferată pentru condiții diferite de exploatare, p. 32 — Influența alierii asupra transformărilor fazice, structurii și proprietăților oțelurilor cu conținut scăzut de carbon și cu rezistență înaltă, p. 35 — Utilizarea rațională a puterii calorice de la cuptoarele adînci de încălzire, p. 37 — Tehnologia de finisare a țaglei pentru țevi pentru liniile industriale de mare productivitate, p. 40 — Proprietățile mecanice și microstructura uneia sau a două conducte de supraîncălzire a aburului din oțel 12H18N12T, p. 41 — Calculul automatizat al gradului de încărcare a utilajelor din secția de țevi, p. 43 — Influența sudării cap la cap prin rezistență asupra proprietăților mecanice ale sîrmei durificate termic pentru armături, p. 45 — Ambalarea și transportul produselor metalice în ambalaje metalice cu circulație mare (multiplă), p. 47 — Materiale refractare din carbură de siliciu pentru căptușirea cuvelor furnalelor, p. 49 — Rezistența termică a cărămizilor silica pentru cuptoarele de cocsificare, p. 79 — Utilizarea deșeurilor rezultate din întreprinderile miniere în economia națională, p. 51 — Exploatarea sitelor din cauciuc în condiții industriale, p. 52 — Funcționarea instalației noi DPU-1200, p. 53 — Studierea regimului de funcționare a rulmenților de la rolele de sprijin ale cuptorului tubular, p. 56 — Perfecționarea construcției prinzătorului de bandă de la transportul furnalului, p. 58 — Perfecționarea subsistemului „Reparații" în componența sistemului automatizat de ramură de conducere pe baza bazelor de date, p. 59 — Analiza utilizării indicelui producției nete normate la măsurarea volumului producției și a productivității muncii, p. 61 — Utilizarea indicelui producției nete normate la planificarea și estimarea activității întreprinderilor de țevi, p. 63 — Experiența proiectării complexului de mijloace tehnice al sistemului automat de conducere a producției în uzinele metalurgice din R.S.S. Moldovenească și R.S.S. Bielorusă, p. 65 — Experiența elaborării și perspectivele automatizării conducerii deservirii nevoilor de locuit și de trai, p. 67 — Repartizarea retribuției în munca în acord la uzina centrală de minereuri și de reparații din Krivoi Rog, p. 68 — Căi de reducere a zgomotului în secțiile de țevi, p. 72 — Procedeu de epurare în profunzime a debitelor industriale cu conținut de fier de sărurile de fier, p. 73.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 12, 1985

Ședința membrilor Uniunii economice de metalurgie și siderurgie — 1985, p. 655 — Dezvoltarea noilor structuri ale siderurgiei, din unghiul celei de-a treia revoluții industriale, p. 661 — Progrese în tehnologia oțelului, prin cercetare și dezvoltare, p. 667 — Procedeul LD cu barbotare prin fund. Măsuri, posibilități, rezultate, p. 673 — Insuflarea cărbunelui în furnal prin procedeul KBFI, p. 679 — Olivinul ca material de construcție refractar, p. 683 — Un nou sistem pentru măsurarea lungimii și poziționarea bramelor în fața cuptorului p. 689 — Influența metodei de turnare asupra comportării la oboseală la solicitarea la tensiune, p. 691 — Comportarea la coroziune în apa marină a acoperirilor de aluminiu depuse prin pulverizare, p. 696 — Dezvoltarea pe lungă durată a investițiilor pentru echipamente în R.F.G., p. 701 — Șanse profesionale în afaceri internaționale — studiul asupra marketing-ului internațional în cadrul Academiei de export Baden Württenberg, p. 87 — Știri istorice — ciocanul Tobias și laminorul Ohrdraf (Turingia) — monument de cultură tehnică din anul 1480, p. 98.

Giesserei, R.F.G., nr. 12, 1985

Turnarea pieselor feroase, neferoase și nemetalice. Se utilizează de asemenea și materiale turnate minerale, p. 333 — Turnătoria în anul 1985 — prevederi din 1963, p. 335 — Stadiul prelucrării electronice a datelor în domeniul turnării-rezultatele unei testări, p. 337 — Program de calcul pentru achiziționarea și prelucrarea sistematică a datelor, p. 343 — Posibilități pentru comanda procedeului de preparare a nisipurilor de formare aflate în circulație, p. 351 — Adaptarea diferitelor procedee de sudură la sudarea pieselor turnate sub presiune din aliaj de tip aluminiu-siliciu, p. 360 — Alcoolismul în întreprinderi — consecințe, p. 367 — Sinteză bibliografică anuală asupra protecției mediului înconjurător (urmare II), p. 372.

Giesserei, R.F.G., nr. 13, 1985

Turnarea metalelor ușoare: stadiul actual al tehnicii și perspective viitoare pentru utilizare în industria aeronautică, p. 383 — Fontă cu grafit vermicular — utilizarea sa la turnarea pieselor pentru motoare Diesel de mare putere, p. 388 — Tîrgul de la Hanovra — 1985: participarea a numeroase firme; turnătoria — produse pentru turnătorii, p. 392 — Sinteză bibliografică anuală asupra cubioului (urmare 22), p. 396.

Giesserei, R.F.G., nr. 16—17, 1985

Calculatorul electronic în turnătorie — Congresul de turnătorie, R.F.G., 13—14 iunie 1985, Düseldorf, p. 479 — Proiectare și fabricare asistate de calculator — referate preluate de la sesiunea Congresului de turnătorie, R.F.G., 1985, p. 484 — A 76-a ședință a Uniunii turnătorilor din R.F.G., p. 491 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării aliajelor ușoare, în nisip și în cochile (urmare 22). Partea a 3-a: topire, turnare, tehnologie, p. 495.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 16, 1985

Ce valoare are „Made în Germany" în prezent? p. 811 — Materiale feroase cu faze dure și rezistență înaltă contra uzurii, p. 813 — Tehnologie de proces avansată pentru utilizări noi ale oțelului, p. 819 — Amortizarea zgomotului produs de osiile vehiculelor pe șine cu viteză mare, p. 825 — Presiunea de lucru a instalațiilor hidromecanice de desțunderizare de la laminoarele la cald, p. 831 — Ferăstrău mecanic circular la rece vertical, de dimensiune mare, pentru țevi, p. 835 — Analiza vibrațiilor electromecanice din sistemele de suport consolă ale electrozilor cuptoarelor electrice cu arc cu curent trifazat, p. 837 — Tribologia 1985 — frecare, uzură, lubrifiere, p. 843 — Măsurarea cu o sublance a activității oxigenului din topiturile de oțel din convertizor, p. 847 — Niobiu pentru industria siderurgică — aprovizionarea pieței și dezvoltarea produselor, p. 851 — Cu o sută de ani în urmă: utilizarea fierului în construcțiile suprateranе, p. 84.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 6, 1985

Exerciții elementare și transferul de electroni al sistemelor metalice, p. 201 — Retransformarea fără difuzie a fazelor martensitice din aliajele de fier, la solicitări tribomecanice, p. 205 — Stabilirea unui program pentru calcularea capacității de răcire a agenților de răcire, p. 208 — Realizarea și proprietățile acoperirilor de borură de fier-CVD aliate cu titan, p. 211 — Texturi ale straturilor simple și multiple CVD din TiC_x, VC_x și $(Cu, Fe)_7C_3$ depuse pe oțelul de scule, p. 217 — Comportarea la coroziune a oțelului refractar și inoxidabil X8CrNiTi18.10 în atmosferă hidrotermală, p. 221 — Cîteva probleme privind controlul magneto-inductiv al texturii și proprietăților, p. 225 — Observații asupra determinării metalografice a procentului volumetric al componentelor structurale, p. 229 — Cercetări asupra

efectului dimensiunii epruvetei și condițiilor de încercări asupra determinării tenacității dinamice la rupere K_{Id}, prin încercarea de îndoire prin lovire cu probe crestate, p. 233 — A 6-a conferință internațională asupra ruperii (ICF 6), p. 238.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 5, 1985

Cercetarea materialelor compozit electrice din amestec de $LnCrO_3$ cu dioxid de zirconiu topit, p. 18—Estimarea parametrilor de funcționare a cuptoarelor electrice de inducție și cu creuzet de grafit, p. 22 — Interconexiunea dintre rezistența la oxidare și rezistența la temperaturi înalte a materialelor carborundice, p. 25 — Influența periodicității încălzirii cărămizilor refractare asupra vitezei de repartizare a ultrasunetelor în acestea, p. 28 — Experiența recultivării pămînturilor, p. 29— Materiale refactare pentru căptușirea furnalelor, p. 32 — Utilizarea semnalizatorului de prezență a minereului SNR-1063M la reglarea nivelului materialului în buncăre și dozatoarele de șlicher, p. 37 — Studierea proceselor termice la turnarea și recoacerea profilelor grele topite din corndon, p. 38— Rezistența refractarelor magneziene în cazul solicitării termociclice și mecanice în comun a acestora, p. 43 — Blocuri de beton magneziene pentru agregatele metalurgiei neferoase, p. 47 — Autonomia și responsabilitatea întreprinderilor în condițiile unui experiment economic, p. 49 — Activitatea Oficiilor tehnico-științifice din cadrul Institutului unional de refractare, p. 54 — Influența adaosurilor de metal asupra proprietăților refractarelor din periclaz carbon, p. 56.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 6, 1985

Refractare oxidice, turnate cu structură granulară. Compoziții inițiale și legi de formare, p. 6 — Modelarea sistemului de fabricație a betoanelor refractare, p. 11 — Permitivitatea produselor refractare, p. 15 — Tasarea axială a materialelor poroase refractare în regim de fluaj, p. 17 — Utilizarea soluției coloidea acidului salicilic pentru obținerea suspensiilor apoase, ceramice, liante de sticlă de cuarț, p. 22 — Titanatul de aluminiu — metode de obținere, microstructură, proprietăți, p. 24 — Experiența și perspectivele de îmbogățire a minereurilor de magnezit de la zăcămîntul din Satkinsk, p. 32—Elaborarea unei tehnologii de fabricație a căptușelii profilate a vetrelor cuptoarelor de încălzire cu vatră pășitoare, p. 38 — Decantarea scurgerilor tehnologice de la uzina de refractare din Konstantinovsk, p. 42 — Optimizarea construcției morilor cu bile, p. 44 — Instalație pentru bătătorirea mecanizată, p. 47 — Cuarțite pentru creuzete și tehnologia de căptușire a cuptoarelor electrice de inducție cu creuzet, p. 48 — Comportarea refractarelor la turnarea continuă a oțelurilor inoxidabile, p. 52 — Încercări ale refractarelor cu lianți din smoală în căptușeala convertizoarelor pentru nichel, p. 55 — Un nou standard de stat pentru pulberile periclazice, electrotehnice, p. 59.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 7, 1985

Repartizarea oxigenului între topitura de oțel și refractarele oxidice, p. 7 — Refractare oxidice, turnate cu structură granulară. Sinterizare, structură, proprietăți, p. 10 — Estimarea proprietăților tehnologice ale pulberilor în funcție de permitivitatea acestora, p. 16 — Fundamentarea fizicochimică a selecționării refractarelor pentru cuptoarele electrice de inducție cu vid de mare tonaj, p. 18 — Determinarea conținutului de sulf în materialele refractare pe analizorul rapid AS-7012, p. 21 — Optimizarea regimului de reactivi prin flotarea magnezitelor Satkinsk cu utilizarea apei de recirculare, p. 24 — Utilizarea acoperirii cu plasmă la fabricarea plăcilor închizătoarelor cu sertar, p. 29 — Elaborarea tehnologiei de fabricație a umpluturilor poroase din argile refractare caoline, p. 32 — Controlul nedistructiv al calității refractarelor topite badeleito-corindonice, p. 36 — Studierea lucrului termic al cuptoarelor tunel de 243 m la arderea produselor dinas grele din cuarțite de Ovucisk, p. 40 — Utilizarea în bolțile cuptoarelor Martin a produselor periclazocromitice pe bază de periclazocromit topit electric, p. 45 — Masă de ștampare multicorindonică cu un component care conține carbon, p. 50 — Comportarea refractarelor din periclazocromit topit în convertizoarele de feroaliaje, p. 53 — Principii de bază pentru calcularea normelor de consum al refractarelor în industria cărămizilor pentru construcții, p. 56 — Refractare pentru închizătoarele cu sertar, în R. S. România (referat), p. 60 — Cameră de presare izostatică (referat), p. 62.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 1, 1985

Tensiuni dezvoltate în timpul oxidării metalelor și aliajelor, p. 3 — Studiu pe model fizic al efectului energiei cinetice a gazului în procesele de afinare prin insuflare, p. 14 — Realizarea unui aparat pentru determinarea hidrogenului care difuzează în oțel, p. 21 — Metode propuse pentru analiza termoelastoplastică, folosind metoda elementelor finite (FEM) și aplicațiile sale la lingotierele pentru turnare centrifugală, p. 30 — Influența vitezei de solidificare a conținutului de titaniu și de sulf asupra structurii grafitului din fonta turnată solidificată unidirecțional. p. 40 — Măsurarea grosimii stratului de pulbere lichidă în cristalizorul de la turnare continuă prin metoda curenților turbionari, p. 50 — Influența procesului de control termomecanic asupra proprietăților aliajelor slab aliate cu rezistență înaltă, p. 54 — Rolul carbonului în prevenirea ruperii intergranulare în aliajele fier-fosfor, p. 62 — Superplasticitatea oțelului inoxidabil duplex ferită/austenită, p. 69 — Dezvoltarea unui sistem de observare a operației de sudare cap la cap a țevilor, p. 77 — Analiza comportării de detensionare la întindere în condiții de tensiune relaxată specificate, la oțelurile pentru șuruburi folosite la temperaturi înalte, p. 80 — Dispozitiv practic pentru măsurarea planității folosit la laminoarele de benzi la cald, p. 89 — Aparat pentru măsurarea grosimii pereților țevilor și aplicarea lui la sistemul de laminare la cald, p. 90 — Sistem de control automat al sudării în cazul laminorului de țevi sudate prin rezistență de contact, p. 91.

Steel Times International, Anglia, nr. 1, 1985

Progrese înregistrate de procedeele de reducere directă pe bază de gaz natural, p. 11 — Instalații de reducere directă din întreaga lume, p. 14 — Procesul de reducere directă pe bază de cărbune, p. 16 — Conducerea și asistența tehnică în cazul proiectelor la cheie, p. 21 — Conducerea proiectului unei uzine la cheie, p. 27 — Uzine complete pentru industria metalurgică — de la planificare la darea în funcțiune, p. 33 — Oțelul în S.U.A., p. 36 — Procedeele SMP (procedeu de reducere a cantității de zgură) și ORP (optimizarea procedeului de afinare) la firma Nippon Steel, p. 38 — Procedeul OLIPS (procedeu de desulfurare și defosforare prin injectarea de oxid de calciu și oxigen, p. 42 — Pretratamentul fontei lichide la firma Kawasaki, p. 45 — Procedeul SARP (procedeul de afinare cu alcalii sau procedeul de recirculare completă a zgurei) la firma Sumitomo, p. 46 — Recăptușirea și modificarea furnalului de la uzinele firmei Iscor Newcastle, p. 51 — Linia de depunere continuă a zincului prin vaporizare de la firma Nisshin Steel, p. 54 — Procedeul cuptor electric cu arc continuu realizat de firma Intersteel Technology, p. 55.

CONDIȚII DE PREZENTARE A MANUSCRISELOR PENTRU REVISTA „METALURGIA"

1. *Textul* unui articol să nu depășească 10 pagini de 2000 de semne.

2. Articolul se *dactilografiază* la două rînduri, pe o singură față a filei. Formulele se scriu clar, cu semnele matematice și literele conform STAS.

3. Articolul va fi însoțit de un *rezumat* pe o filă separată.

4. *Desenele* se execută în tuș pe calc. Grosimea liniilor și curbelor, precum și mărimea literelor și cifrelor trebuie să fie corelate cu gradul de micșorare. Figurile foto trebuie să fie clare și cu contrast pronunțat.

5. *Figurile* și *tabelele* se menționează în text. Articolul va fi însoțit de un borderou de figuri dactilografiat pe o pagină separată.

6. *Tabelele* se dactilografiază pe pagini separate (în text se va indica locul acestora).

7. *Bibliografia* se prezintă în conformitate cu STAS 6158-60.

Cărți : numele autorului, inițiala prenumelui autorului, titlul cărții (la lucrările străine se va indica titlul în original), orașul în care a apărut lucrarea, editura, anul apariției, pagina la care se trimite sau prima și ultima pagină a fragmentului.

Periodice : numele autorului, inițiala prenumelui autorului, titlul articolului (la lucrările străine se va indica titlul în original), titlul periodicului, țara, numărul de ordine al periodicului, anul de apariție, prima și ultima pagină a fragmentului citat.

Bibliografia se va dactilografia de asemenea pe o pagină separată de text.

8. Predarea la redacție a manuscrisului dactilografiat se va face în două exemplare (un original și o copie).

Desenele pe calc și fotografiile se dau într-un singur exemplar.

9. Autorul trebuie să garanteze conținutul științific al articolului. În timpul fazelor redacționale și tipografice nu se admit intervenții în text.

10. Manuscrisele predate redacției nu se mai restituie autorului, chiar dacă nu se publică.

Materialele, prezentate conform indicațiilor de mai sus, se primesc la redacția revistei „Metalurgia", la următoarea adresă :

ICEM — Oficiul de informare documentară pentru industria metalurgică.
București, str. Mendeleev nr. 21—25, sect. 1, cod 70168.
Informații și relații se pot obține la telefonul 59.49.90.

CONTROLUL NEDISTRUCTIV DE SIGURANTA AL PRODUSELOR CU GROSIMEA DE PINA LA 150 mm (în funcţie de oţel) prin metoda roentgenografică, cu ajutorul aparatului de gabarit mic BETATRON M113-4

- domeniu larg de utilizare în diferite ramuri ale industriei
- utilizare în condiţii de cîmp

PRINCIPALELE CARACTERISTICI TEHNICE

Energia maximă a electronilor acceleraţi, MW 4
Sensibilitatea roentgenografică, % ..... min. 2
Masa radiaţiei, kg ... cca 50
Masa totală a betatronului, kg ..... max. 120

Techsnabexport

U.R.S.S. 121200, Moscova, Smolenskaia-Sennaia pl., 32/34, telefon: 244-32-85, telex: 411328 TSE SU

PUBLICOM

1986 MAI 8

= 3280

METALURGIA

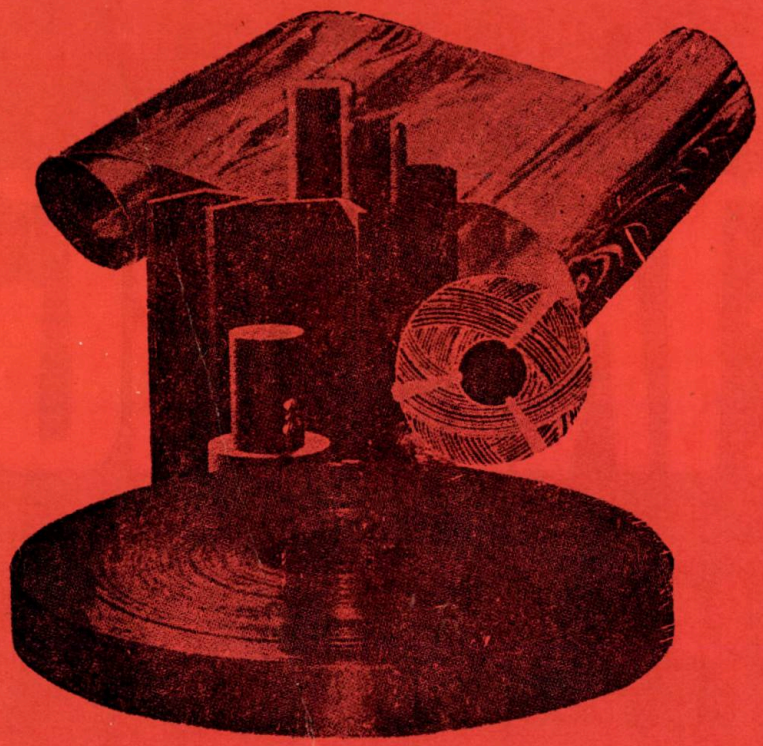
Kohászat

R 1986 APR 7

REFERÁLVA

3

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXXVIII • NR. 3 • MARTIE 1986



METALEXPORTIMPORT

FOREIGN TRADE COMPANY
BUCHAREST • ROMANIA

OFFERS :

- steel bars and shapes
- reinforcing steel bars
- cold formed profiles
- carbon and alloy steel
- commercial qualities, shipbuilding and boiler plates
- hot rolled coils
- cold rolled sheets and galvanized coils
- seamless steel line pipes; casing
- longitudinal welded line pipes
- welded black and galvanized steel tubes
- drawn steel wires, prestressed concrete wires and wire ropes
- welding electrodes for carbon and alloy-steels
- wire nails
- industrial and anchor chains
- aluminium and alloyed-aluminium products (ingots, cold rolled sheets and strips, foils, properzi wires)

„METALEXPORTIMPORT"
Bucharest-Romania 23-25, Mendeleev Street
TELEX: 11515 TELEPHONE 620, 621

METALURGIA

Anul 38 Nr. 3 Martie 1986

CUPRINS

Teacă, Mihaela, Ursu, V., și *Dobrescu, M.*: **Măsuri tehnologice pentru limitarea conținutului de azot și hidrogen în oțelul de transformator cu 3% Si** 109

Sîrbu, N. : **Unele rezultate obținute în diminuarea segregației în lingouri și efectele asupra caracteristicilor fizico-mecanice** 113

Dragoman, I., Vîrtineanu, M. și Grecicosei, Constanța: **Materiale refractare armate cu fibre din oțel** . . . 116

Cereș, Mariana și *Spoitu, C.M.* : **Conducerea optimă a cuptoarelor de grafitare** 120

Bălu, Pia, Ciucu, Victoria și *Ciucu, I.* : **Implementarea modelării matematice unidimensionale pentru determinarea pierderilor termice prin vatra cuvelor de electroliză a aluminiului** 122

Fleșer, Tr. : **Prelucrarea statistică a rezultatelor încercării la fluaj obținute prin cîteva metode de extrapolare** 126

Simionescu, Gh. și *Cazan, Maria-Ana* : **Considerații privind îmbunătățirea proprietăților de liere ale bentonitelor** 132

Wanyorek, C. : **Gradul de umplere a porilor intergranulari și proprietățile amestecurilor granulare plastice** 135

Arabagiu, A. : **Structuri și configurații de straturi realizate la nitrurarea ionică a oțelurilor** 137

Munteanu, Al. : **Cercetări privind micșorarea deformațiilor la tratamentul termochimic al coroanelor dințate** 141

DOCUMENTARE 119

CONFERINȚĂ 144

REVISTA REVISTELOR 125, 131, 147

COLEGIUL DE REDACȚIE

NECULAI AGACHI, PIA BĂLU, GHEORGHE BUJGOI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, IANCU DRĂGAN, ION DRĂGAN, TRAIAN DUMITRESCU, MIHAIL ENACHE, SUZANA GĂDEA, CONSTANTIN IONESCU, PETRE MARCU, ION MOLDOVAN, MIHAI NICULESCU, IULIU OVESEA, FLOREA OPREA, IGINIO PAVONI, MIRCEA PENESCU, MIRCEA POPOVICI, CORNEL RIZESCU, MARIA SAVU, LAURENTIE SOFRONI — președintele colegiului, CORNEL STĂNESCU, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU, CORNELIU VELINCOV, VASILE VULCU

Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu nr. 23—25, București

„I. P. „Informația" — c. 2004

CONTENTS

DC : 669.18 :669.788

*Ursu, V., Dobrescu, M.*and *Teacă, Mihaela* : **Technological measures in order to limit the nitrogen and hydrogen content in 3 % Si steel for transformers**

In order to establish the reasons of transformer steel ingot growth, the authors analyse the parametrs which influence the hydrogen and nitrogen solubility in liquid phase and in solid state of steel, as well as the main gas sources during steelmaking and casting.

Starting from the data obtained, the authors recommend a series of technological measures which limit the effect of gas sources and ensure unharmful hydrogen and nitrogen contents in liquid steel and after solidification.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 109—112

DC : 669.017

Sîrbu, N. : **Certain results obtained in the decrease of segregation in ingots and its effects on the physico-mechanical characteristics**

By decreasing impurity concentrations in the segregation square area, the ratio between the physico-mechanical characteristics in the center and those on the edge of the profile (170 × 170 square) improves very much, reaching a value of 1, for longitudinal values, while the ratio between transversal characteristics and longitudinal ones exceeds 0,5, even in the central area of the rolled products, on normalized as well as on improved samples.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 113—115

DC : 669.14.018.45

Dragoman, I., and *Virtineanu, M.* : **Steel fibre armed refractory materials**

The addition of short segments made of high-resistance steel wire in the composition of refractory materials is a relatively new conception developed in order to improve their thermomechanical properties, namely compression, bending and thermal shock resistance. The paper presents this conception, the manufacture conditions and the use of this conception.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 116—119

DC : 669.18

Cereș, Mariana, and *Spoitu, C. M.* : **The optimum operation of graphitization furnaces**

The paper presents, on a comparative basis, two mathematical models for the coal product graphitization in industrial furnaces. The authors highlight the superiority of the model which depends on the heat treatment. The authors show the way of drawing the power diagram out of the temperature diagram. Finally, the authors analyse the optimum tenperature diagram, from the point of view of energy comsumption.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 120—121

DC : 621.35

Bălu, Pia, Ciucu, Victoria, and *Ciucu, I.* : **The implementation of unidimensional mathematic model for the determination of thermal losses through aluminium electrolysis stack hearths**

The paper presents the diagram of the temperature in the stack, as a consequence of the application of the mathematical model. The authors pinpoint the excess heat produced by 83 kA and 63 kA electrolysis stack cathode, as well as the influence of heat on the electrolytical bath.

Furthermore, the authors present the dimensional versions of stack hearth isolation, made of fire-clay and diatomite layers, as well as the heat analysis of the layers, as a consequence of the application of mathematical model.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 122—125

DC. 620.1

Fleșer, T. : **Statistical processing of the results of creep tests obtained through several extrapolation methods**

This study aims at the establishing of the homogeneity of extrapolation methods by statistical processing, based on long-term technical strength values. The results were obtained on six 12H1MF steel heats. Within the comparative processing, eight extrapolation methods are used.

In 87. 23 % of the cases, the individual values have been placed outside the limits of the calculated statistic intervals.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 126—131

DC : 621.74.041

Simionescu, Gh. and *Cazan, Maria* : **Considerations on the improvement of bentonite binding properties**

The aim of the trials is to increase the bentonite binding capacity, characterized by the increase of green compression strength, which entails the improvement of the other properties.

As a consequence of the experiments carried out on four types of bentonite, the authors state that wet stirring in paste and in suspension has several advantages and therefore may be applied with succesful results.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 132—134

C : 621.742

Wanyorek, C. : **The filling of intergranular pores and the characteristics of plastic granular mixtures**

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 135—136

DC : 669.01 :621.78.535

Arabagiu, A. : **Layer structures and configurations obtained during steel ionic nitriding process**

The paper presents the results obtained during steel ionic nitriding process as well as the mechanism of the formation of phases. The author controlled the formation of the different layers, by X ray diffraction analysis, while establishing a correlation between the phenomena of plasma physics and the metallurgical phenomena which appear during the ionic nitriding process.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 137—140

DC : 621.78

Munteanu, Al. : **Researches on the deformation reduction during the thermomechanical treatment of crown gear**

The paper deals with the influence of preliminary heat treatment and thermochemical treatment on the trend towards deformation of a 17CrNiMo6 steel part having a high susceptibility to deformation.

By means of the statistical analysis of deviations from the shape, obtained by a measuring method, informations on the preliminary heat treatment which must be applied and on the final heat treatment are obtained, with direct reference on the charging and placing mode of parts on devices and on the quenching operation.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 141—144

INHALT

DK : 669.18 :669.788

Ursu, V., Dobrescu, M. und *Teacă, Mihaela* : **Verfahrenstechnische Massnahmen für die Begrenzung des Stickstoff — und Wasserstoffgehaltes aus 3 % Si-haltigem Transformatorenstahl**

Zur Bestimmung der Ursachen der Vergrösserung der Stahlblöcke aus Transformatorenstahl wurden die Einflussgrössen betreffend die Wasserstoff-und Stickstofflöslichkeit in der flüssigen und festen Stahlphase analysiert sowie die wichtigsten Gasquellen auf die Dauer der Stahlherstellung und des Giessens.

Anhand der erhaltenen Daten werden eine Reihe von verfahrenstechnischen Massnahmen vorgeschlagen für die Begrenzung des Gasquelleneinflusses und für die Sicherung des unschädlichen Wasserstoff-und Stickstoffgehaltes im flüssigen Stahl und nach seiner Erstarrung.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 109—112

DK : 669.017

Sîrbu, N. : **Einige erzielten Ergenbisse bei der Verringerung der Blockseigerung und deren Wirkungen auf die physisch-mechanischen Eigenschaften**

Durch die Verminderung der Begleitelementgehalte im Seigerungsquadratbereich verbessert sich in hohem Masse die Beziehung zwischen den physischen und mechanischen Eigenschaften des Profilzentrums und der Profilkante (Quadrat 170× 170), indem es sich dem Wert 1 im Falle der Längswerte nähert und die Beziehung zwischen den Quer-und Längseigenschaften überschreitet 0,5 sogar in der Zentralzone des Walzgutes, sowohl bei normalisierten als auch bei verbesserten Proben.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 113—115

DK : 669.14.018.45

Dragoman, I. und *Virtineanu, M.* : **Stahlfaserarmierte, feuerbeständige Stoffe**

Die Einlegung kurzer wärmebeständiger Stahldrahtstöcke in die Zusammensetzung der feuerfesten Stoffe stellt ein relativ neues Prinzip dar, für die Verbesserung der thermomechanischen Eigenschaften, in erster Reihe was die Druckfestigkeit, die Biegefestigkeit, die Temperaturwechselbeständigkeit u.s.w. betrifft. Die Arbeit behandelt die oben genannten Fragen, indem die Herstellungsbedingungen und die Anwendungsgebiete vorgestellt werden.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3 p. 116—119

DK : 669.18

Cereş, Mariana und *Spoitu, M.* : **Optimale Graphitierungsofenführung**

In der Arbeit werden vergleichsweise zwei mathematische Modelle vorgestellt, die für die Graphitierung der kohlenführenden Produkte in Industrieöfen vorgesehen sind. Es wird die Überlegenheit dieses Modells hervorgehoben, welches die Wärmeübertragung in Betracht zieht. Es wird auf die Gestaltungsart des Leistungs-diagramms, was den Energieverbrauch betrifft, analysiert.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 120—121

DK : 621.35

Bălu, Pia, Ciucu, Victoria und *Ciucu, I.* : **Einführung des eindimensionalen mathematischen Modells, vorgesehen für die Bestimmung der Wärmeverluste durch das Herd des Aluminiumelektrolysenbades**

In der Arbeit wird das Temperaturdiagramm der Elektrolysenkathode vorgestellt als Ergebnis der Anwendung des Prinzips der mathematischen Gestaltung. Dabei wird auf die zusätzliche Wärme der 83 KA, bzw 63 KA Elektrolysen kathode und gleichzeitig auf ihre Einwirkung auf das Elektrolysenbad hingewiesen.

Ebenfalls werden Isolationsabmessungsvarianten der Badböden aus Schamotten-und Diatomitschichten, sowie deren thermische Analyse vorgeführt, die sich aus der Anwendung des mathematischen Modells ergibt.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 122—125

DK : 620.1

Fleşer, T. : **Die statistische Verarbeitung der erhaltenen Zeitstandversuchsergebnisse durch einige Extrapolationsmethoden**

Es wird die Festlegung durch die statistische Verarbeitung der Homogenität der Extrapolationsmethoden, aufgrund der Werte der technischen Dauerfestigkeit, verfolgt. Die Ergebnisse wurden auf sechs Stahlchargen 12 H1MF erhalten. Bei der vergleichenden Verarbeitung wird über acht Extrapolationsmethoden verfügt.

Es wird festgestellt, dass bei 87,23 % der Fälle sich die Einzelwerte ausserhalb der Grenzen der berechneten statistischen Intervalle befinden.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 126—131

DK : 621.74.041

Simionescu, Gh., Cazan, Maria : **Betrachtungen zur Verbesserung der Bindungseigenschaften der Bentonite**

Ziel der ausgeführten Versuche ist die Steigerung der Bindungsfähigkeit der Bentonite, welche durch eine höhere Gründruckfestigkeit gekennzeichnet werden, was die Verbesserung aller Eigenschaften mit sich bringt.

Als Folge der anhand von vier Bentonittypen ausgeführten Experimente wurde festgestellt, dass die feuchte Aktivierung in Paste und in Aufschwemmung eine Reihe von allgemeinen Vorteilen hat, die ihre Anwendung ratsam machen.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 132—134

DK : 621.742.

Wanyorek, G. : **Der Füllungsgrad der interkristallinen Poren und die Eigenschaften der plastischen körnigen Gemische**

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 135—136

DK : 669.01 : 621.785.53

Arabagiu, A. : **Die Gestaltung und die Strukturen der durch ionische Stahlnitrierung erzielten Schichten**

In der vorliegenden Arbeit werden die bei der ionischen Nitrierung der Stähle erhaltenen Ergebnisse sowie der Gestaltungsmechanismus dieser Phasen vorgestellt.

Es wurde die Entstehung der verschiedenen Schichten durch x-Strahlbeugung nachgeprüft und es wurden die Wechselbeziehungen zwischen den plasmaphysikalischen und den metallurgischen Erscheinungen, welche im Verlauf des ionischen Nitrierens auftreten, behandelt.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 137—140

DK : 621.78

Munteanu, Al. : **Untersuchungen zur Verringerung der Verformungen, die als Folge der thermochemischen Behandlung der Zahnkränze vorkommen**

In der Arbeit wird der Einfluss der Wärmevorbehandlung und der thermochemischen Behandlung auf die Verformungstendenzen einer 17CrNiMo6 — Stahlmarke untersucht, die eine grosse Verformungsempfindlichkeit aufweist.

Anhand der statistischen Analyse der Formabweichungen die durch Abmessungen erhalten wurden, werden zum Schluss Daten bezüglich der Wärmevorbehandlung erhalten. Die Schlusswärmebehandlung erfordert ebenfalls die Anwendung der Wärmevorbehandlungs. Es werden direkte Anweisungen gegeben, bezüglich nicht nur der Belastungs-und Lagerungsart der Werkstücke, die auf verschiedene Werkstücke gestellt werden, sondern auch der Durchführungsart der Härtung.

Metalurgia 38 (1986),nr. 3, p. 141—144

SOMMAIRE

CD : 669.18 :669.788

Ursu, V., Dobrescu, M. et *Teacă, Mihaela* : **Mesures technologiques pour limiter la teneur en nitrogène et en hydrogène de l'acier à 3 % Si pour transformateurs**

En vue d'établir les causes de l'augmentation des lingots en acier pour transformateurs, les auteurs analysent les paramètres qui influencent la solubilité de l'hydrogène et du nitrogène dans la phase liquide et dans la phase solide de l'acier de même que les principales sources de gaz pendant l'élaboration et la coulée de l'acier.

A partir des résultats obtenus, les auteurs récommandent une série de mesures technologiques qui limitent l'influence des sources de gaz et assurent des contenus inofensifs d'hydrogène et de nitrogène dans l'acier liquide et après la solidification.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 109—112

CD : 669.017

Sîrbu, N. : **Certains résultats obtenus en ce qui concerne la diminution de la ségrégation en lingots et son influence sur les caractéristiques physiques-mécaniques**

Par la diminution des concentrations d'impurétés dans la zone du carré de la ségrégation, le rapport entre les caractéristiques physiques-mécaniques dans le centre et celles du bord du profilé (carré 170 × 170) s'améliore beaucoup, se rapprochant de la valeur 1 pour les valeurs longitudinales, tandis que le rapport entre les caractéristiques transversales et longitudinales dépasse 0,5, même dans la zone centrale du produit laminé, dans le cas des eprouvettes normalisées, de même que dans le cas des éprouvettes améliorées.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 113—115

CD : 669.14.9018.45

Dragoman, I. et *Virlineanu, M.* : **Réfractaires armés de fibres en acier**

L'addition de segments courts en fil d'acier thermorésistant dans la composition des réfractaires représente une conception relativement nouvelle pour améliorer les propriétés thermorésistantes, à savoir la résistance à la compression, à la flexion, au choc thermique etc. Les auteurs présentent cette conception, les conditions de réalisation et les domaines d'utilisation

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 116—119

CD : 669.18

Cereș, M. et *Spoitu, C. M.* : **La commande optimale des fours de graphitisation**

Les auteurs comparent deux modèles mathématiques pour la graphitisation des produits charbonneux dans les fours industriels. On met en évidance la supériorité du modèle qui tient compte du transfert thermique. Les auteurs indiquent la manière de dresser le diagramme de puissance à partir du diagramme de température. Finalement on analyse le diagramme optimale de température du point de vue de la consommation d'énergie.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 120—121

CD : 621.35

Bălu, Pia, Ciucu, Victoria et *Ciucu, I.* : **L'implémentation de la simulation mathématique pour déterminer les pertes thermiques par la sole des cuves au cours de l'électrolyse de l'aluminium**

Les auteurs présentent le graphique de la température dans la cathode du graphique dressé à la suite de l'utilisation de la simulation mathématique. On met en évidance la chaleur supplémentaire produite par la cathode des cuves d'électrolyse à 83 kA et 63 kA, de même que l'influence de la chaleur sur le bain électrolytique.

On présente aussi les variantes dimensionelles d'isolation de la sole composée de couches de chamottes et de diatomite de même que leur analyse thermique.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 122—125

CD : 620.1

Fleșer, T : **Traitement statistique des résultats des essais de fluage obtenus par quelques méthodes d'extrapolation**

Par traitement statistique, on préconise d'établir l'homogéneité des méthodes d'extrapolation, en utilisant les valeurs de la résistance technique de durée. Les résultats ont été obtenus sur six charges d'acier 12H1MF.

Le traitement comparatif dispose de huit méthodes d'extrapolation. On constate que, dans 87,23 % des cas, les valeurs individuelles se sont situées en dehors des limites des intervalles statistiques calculés.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 126—131

CD : 621.74.041

Simionescu, Gh., Cazan, Maria : **Considérations concernant l'amélioration des propriétés de liaison des bentonites**

Les essais effectués ont pour but d'augmenter la capacité de liaison des bentonites caractérisées par l'augmentation de la résistance à la compression à vert, ce qui contribue à l'amélioration des autres propriétés.

A la suite des expériments effectués sur quatre types de bentonites, on a constaté que l'activation humide en pâte et en suspension présente une série d'avantages.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 132—134

CD : 621.742

Wanyorek, C. : **Le degré de remplissage des pores integranulaires et les propriétés des mélanges granulaires plastiques**

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 135—136

CD : 669.01 :621.785.53

Arabagiu, A. : **La structure des couches et les configurations obtenues au cours du processus de nitruration ionique de l'acier**

On présente les résultats obtenus à la nitruration ionique des aciers de même que le mécanisme de formation de ces phases. L'auteur a contrôlé la formation de différentes couches par diffraction à rayons X, en déterminat en même temps la corrélation entre les phénomènes de la physique du plasma et les phénomènes métallurgiques qui apparaissent au cours du processus de nitruration ionique.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 136—140

CD : 621.78

Munteanu, Al : **Recherches concernant la diminution des déformations pendant le traitement thermochimique des couronnes dentées**

L'auteur analyse l'influence du traitement thermique préliminaire et du traitement thermique final sur la tendance de déformation d'un répère en acier 17CrNiMo6 ayant une susceptibilité élevée à la déformation.

En utilisant l'analyse statistique des défauts de forme constatés par de mesures, on obtient des informations concernant le traitement thermique préliminaire et le traitement thermique final et on fait des considérations concernant le chargement, la disposition des pièces sur les dispositifs et l'opération de trempe.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 141—144

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669.18: 669.788

Урсу, В., Добреску, М. и *Теакэ, Михаела:* **Технологические меры для ограничения азота и водорода в трансформаторной стали с 3% Si**

Для определения причин увеличения трансформаторных стальных слитков анализированы параметры влияния на растворимость водорода и азота в жидкой фазе и в твердом состоянии стали, а также и основные источники газа при выплавке и разливке.

На основе полученных данных рекомендуются ряд технологических мер, ограничивающие эффект источников газа и обеспечивающие невредное содержание водорода и азота в жидкой стали и после затвердевания.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 109—112

ДК: 669-017

Сырбу, Н.: **О полученных результатах в уменьшении сегрегации в слитках и эффекты на физико-механические характеристики**

Уменьшением концентрации примесей в зоне квадрата сегрегации, соотношение физико-механических характеристик в центре и на кромке профиля (квадрат 170×170) на много улучшается, приближаясь к I при продольных величинах, а соотношение между поперечными и продольными характеристиками превышает 0,5 даже в центральной зоне проката, как на нормализированных образцах, так и на улучшенных образцах.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 113—115

ДК: 669.14.018.45

Драгоман, И. и *Выртичеану, М.:* **Армированные огнеупоры стальными волокнами**

Добавление коротких сегментов из жаропрочной стальной проволоки в состав огнеупорных материалов является относительной новой концепцией улучшения их термомеханических свойств, в особенности прочность на сжатие, на изгиб, сопротивление тепловому удару и др. В работе представлены условия реализации и места применения.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 116—119

ДК: 669.18

Череш, Мариана и *Споиту, М.:* **Оптимальное управление печей для графитизации**

В работе сравнительно представлены две математические модели для графитизации в промышленных печах углеродистых изделий. Выявлены преимущества модели учитывая термический перенос и указывается метод построения диаграммы мощности из диаграммы температуры. Анализируется оптимальная диаграмма температуры с точки зрения расхода энергии.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 120—121

ДК: 621.35

Бэлу, Пия, Чюку, Виктория и *Чюку, И.:* **Применение одноразмерного математического моделирования при определении термических потерь через под ванны для электролиза алюминия**

В работе представлен график температуры из катода ванны, полученный при применении математического моделирования. Таким образом выявлено дополнительное тепло, производимое катодом ванны для электролиза следовательно 83 КА и 63 КА, а также влияние этого на электролитическую ванну.

Также представлены размерные варианты изоляции пода ванны, составленная из шамотных и диатомитных слоев и термический анализ этих, полученных при применении математической модели.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 122—125

ДК: 620.1

Флешер, Т.: **Статистическая обработка результатов испытаний на ползучесть, полученных некоторыми методами экстраполяции**

В работе рассмотрены определения при помощи статистической обработки гомогенности методов экстраполяции, на основе значений длительной технической прочности. Результаты получились на 6 плавках стали 12Х1МФ. При сравнительной обработке имелись в распоряжении 8 методов экстраполяции. Констатировалось, что 87,23% из случаев индивидуальные значения находились вне пределов расчетных статистических интервалов.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 126—131

ДК: 621.74.041

Симионеску, Г., Казан, Мария: **Соображения относительно связывающих свойств бентонитов**

Цель проведенных испытаний — повышение связывающей способности бентонитов, которая характеризуется повышением прочности при сжатии сырой смеси и приводит к улучшению других свойств.

Как следствие проведенных экспериментов на четырех типах бентонита установлено, что влажная активация в пасте и в суспензии представляет ряд общих преимуществ, рекомендуемая для применения.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 132—134

ДК: 621.742

Ваньерек, К.: **Степень наполнения межзернистых пор и свойства пластических зернистых смесей**

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 135—136

ДК: 669.01: 621.785.53

Арабаджиу, А.: **Структуры и конфигурации образованные при ионном азотировании стали**

Представлены полученные результаты при ионном азотировании стали, а также механизм образования этих фаз. Было проверено образование различных слоев дифракцией рентгеновскими лучами, одновременно проводя и соотношение между явлениями плазменной физики и металлургическими явлениями, появляющихся в процессе ионого азотирования.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 137—140

ДК: 621.78

Мунтеану, А.: **Исследования по уменьшению деформации при термохимической обработке зубчатых венцов**

В работе изучается влияние предварительной термообработки и термохимической обработки на склонность к деформации, изготовленной из стали CrNiMo6.

При применении статистического анализа отклонений от формы, полученных при измерении, в итоге можно получить сведения о необходимой предварительной термообработке необходимой применить, и о конечной термообработке с прямыми ссылками на способ загрузки и укладки изделий на устройства и к способу реализования операции закалки.

Metalurgia 38 (1986), nr. 3, p. 141—144

METALURGIA 3

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1986

Măsuri tehnologice pentru limitarea conţinutului de azot şi hidrogen în oţelul de transformator cu 3 % Si

Ing. Mihaela Teacă, ing. V. Ursu şi ing. M. Dobrescu
ICEM

CZ: 669.18:669.788

La turnarea oţelurilor silicioase cu conţinut mic de carbon, cum este cazul oţelului de tranformator cu grăunţi orientaţi, se constată uneori degajări de gaze la suprafaţa capului lingoului care conduc în final la creşteri ale lingoului.

Creşterile amintite sînt de intensităţi diferite, de la uşoare bombări, apărute izolat pe capul lingoului, pînă la creşteri exagerate ale întregii suprafeţe cu debordări peste marginea superioară a lingotierei.

Aceste creşteri creează dificultăţi pe fluxul tehnologic (stripare, diminuări de scoatere la slebing etc.).

Pentru stabilirea cauzelor creşterii lingourilor din oţel de transformator, s-au analizat parametrii de influenţă asupra solubilităţii hidrogenului şi azotului în faza lichidă şi în starea solidă a oţelului, precum şi sursele principale de gaze în cursul elaborării şi turnării.

Astfel, scăderea solubilităţii gazelor la răcirea şi solidificarea oţelului lichid provoacă segregarea şi desolubilizarea acestora cu formare şi degajare de bule.

Formarea şi degajarea bulelor de gaze sînt posibile cînd:

$$P_{H_2} + P_{N_2} + P_{CO} > P_{atm} + \gamma_0 h_0 + \frac{2\sigma}{r} \quad (1)$$

în care:

P_{H_2}, P_{N_2}, P_{CO} — sînt presiunile parţiale corespunzătoare gazelor de solubilizare (H_2, N_2, CO);

p_{atm} — presiunea atmosferică;

σ — tensiunea interfazică gaz-lichid;

r — raza bulei de gaz;

γ_0 — greutatea specifică a oţelului;

h_0 — înălţimea coloanei de oţel deasupra bulelor de gaz.

Precizînd că:

— presiunea parţială a CO în oţelul de transformator este foarte mică ($\sim$ 0,013 atm), ca şi componenta presiunii provocate de tensiunea interfazică, deci ambele se pot neglija;

— presiunea ferostatică poate avea o valoare aproximativă de $\gamma_0 h_0 \sim 0{,}1$ atm,

rezultă că se produce desolubilizarea gazelor cînd

$$P_{H_2} + P_{N_2} > 1{,}1 \text{ atm} \quad (2)$$

Presiunea parţială a hidrogenului şi respectiv cea a azotului la cristalizarea oţelului de transformator se determină cu ecuaţiile:

$$P_{H_2} = \frac{[H]^2}{K_H^2}; \quad P_{N_2} = \frac{[N]^2}{K_N^2};$$

$$P_{N_2}^{liber} = \frac{[N-3{,}3]^2}{K_N^2} \quad (3)$$

unde K_N este constanta corespunzătoare solubilităţii la presiunea de 1 atm.

Prezenţa în oţelul de transformator a unor cantităţi mici de aluminiu şi titan (introduse cu sliciu de aliere) conduce la o scădere sensibilă a conţinutului de azot liber (după [2] cu aprox. 3,3 cm³/100 g — 41 ppm).

În aceste condiţii echivalentul în presiune parţială a diverselor conţinuturi de gaze este: ↓

Conţinut H_2	cm³/100 g oţel	4	5	6	7	8	9	10
P_{H_2}	atm	0,4	0,625	0,900	1,22	1,6	2,02	2,5
Conţinut N_2	ppm	50	62,5	75	87,5	100	112,5	125
P_{N_2}	atm	0,006	0,037	0,094	0,177	0,285	0,419	0,579

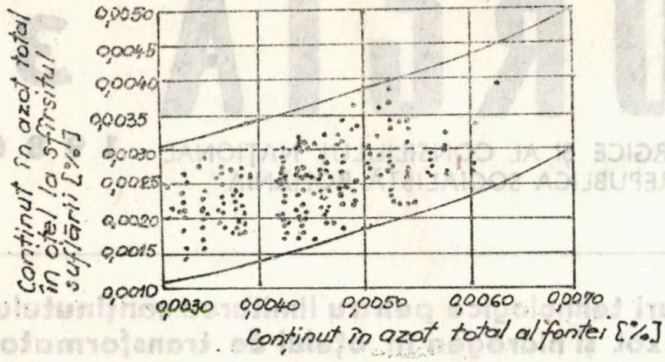


Fig. 1. Influența conținutului de azot total al fontei asupra azotului total din oțel la sfîrșitul suflării

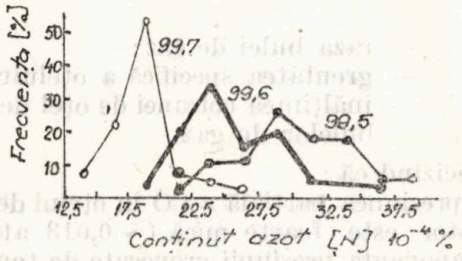


Fig. 2. Influența purității oxigenului asupra frecvenței de repartiție a conținutului de azot în oțelul cu conținut scăzut de carbon (0,06–0,12 %) la sfîrșitul suflării

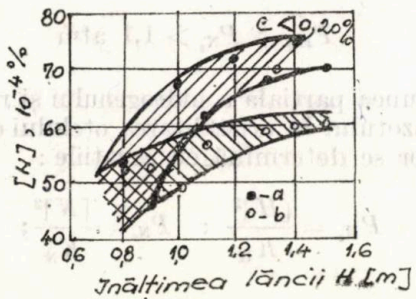


Fig. 3. Variația conținutului de azot în funcție de înălțimea lăncii pentru conținuturi mici de carbon (*a*, $c \leqslant 0{,}20\,\%$; *b*, $c \geqslant 0{,}20\,\%$)

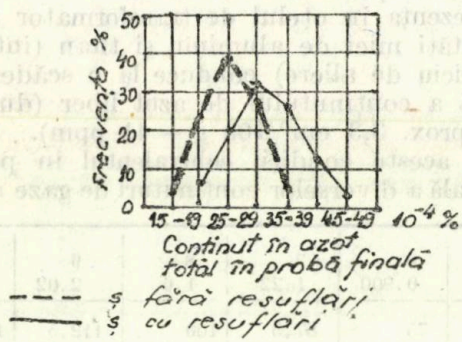


Fig. 4. Curbe de frecvență a conținuturilor de azot la șarje din oțel necalmat elaborate cu și fără resuflări

Aceste date, ca valori medii, pot fi acentuate zonal ca urmare a dezvoltării procesului de segregare.

Procesul de segregare este provocat de solubilitatea mai redusă în faza solidă, astfel încît :

— pentru hidrogen limita solubilității în stare solidă este de 5,64 ppm (6,3 $cm^3/100$ g);

— azotul se solubilizează la maximum 280 ppm în lichid la 1 470°C, iar în solid (austenită 22 % cu solubilitate 280 ppm și ferită 78 % cu solubilitate 40 ppm, în condițiile unei compoziții de oțel silicios) maximum 100 ppm [4]—[5].

În fața frontului de solidificare, stratul limitrof este îmbogățit în aceste gaze care parțial difuzează în lichidul încă nesolidificat; cantitățile ce nu reușesc să difuzeze formează bule din care unele sînt prinse în sufluri, iar altele părăsesc lingoul.

O confirmare a acestor procese este de exemplu faptul că într-un lingou de 11,5 t după 5 min de solidificare conținutul de [H] în oțelul lichid din maselotă crește de la 4,5 — 5 $cm^3/100$ g la 8 — 8,5 $cm^3/100$ g, iar azotul ajunge în decurs de 10 — 15 min de la cca 60 ppm la peste 100 ppm [6].

În concluzie, formarea de sufluri în lingourile de oțel silicios va putea avea loc în cazul în care [H] singur ajunge să depășească 5,64 $cm^3/100$ g; [N] singur devine mai mare de 100 ppm și pot avea loc „creșteri" ale lingourilor; dacă prezența simultană, cumulată, duce la o presiune peste 1,1 atm, după cum rezultă din relația (2), fără luarea în considerare a efectului nefavorabil al fenomenului de segregare.

★

Conținutul de gaze (azot și hidrogen) al oțelului rezultă prin diferența dintre cantitățile introduse și absorbite în cursul proceselor de elaborare și turnare și cantitățile eliminate în aceleași perioade.

Principalele surse de gaze în oțelul lichid în condițiile elaborării în convertizor pot fi considerate :

pentru azot

- conținutul de azot al fontei (fig. 1) [7];
- cota de fier vechi (odată cu creșterea ei se mărește conținutul final de azot în oțel);
- puritatea oxigenului gazos (fig. 2) [8];
- regimul de suflare (formarea zgurei, intensitatea specifică $m^3N/t.min$, înălțimea lăncii, resuflări); se recomandă intensități specifice mari, înălțimi cît mai mici de lance și evitarea resuflărilor (o resuflare putînd duce la mărirea conținutului de azot cu 5 — 10 ppm) (fig. 3, 4, 5) [9]—[10];

pentru hidrogen

- cantitatea purtată de adaosuri (var, fluorină, FeSi) pentru zgură și aliere (fig. 6) [11];
- interacțiunea cu atmosfera în toate fazele de elaborare și turnare (fig. 7) [12].

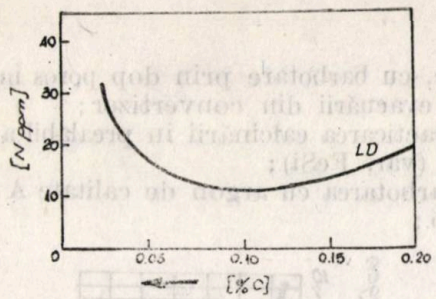


Fig. 5. Conținutul de azot în funcție de conținutul de carbon la oprirea insuflării

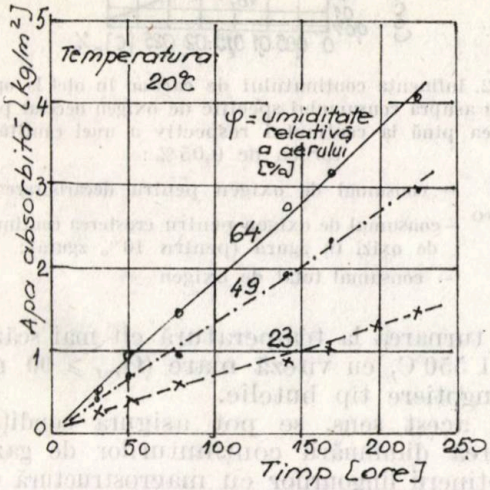


Fig. 6. Absorbția de apă de către varul praf la diverși indic de umiditate ai aerului

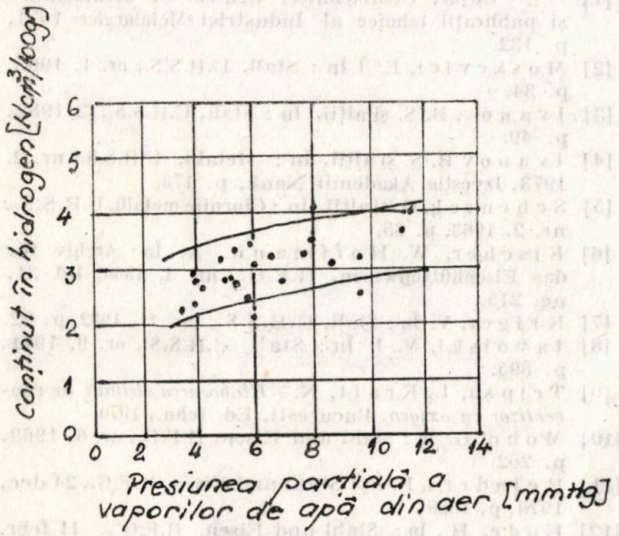


Fig. 7. Variația conținutului de hidrogen în probe de oțel necalmat prelevate din jetul de turnare în lingotieră, în funcție de umiditatea aerului

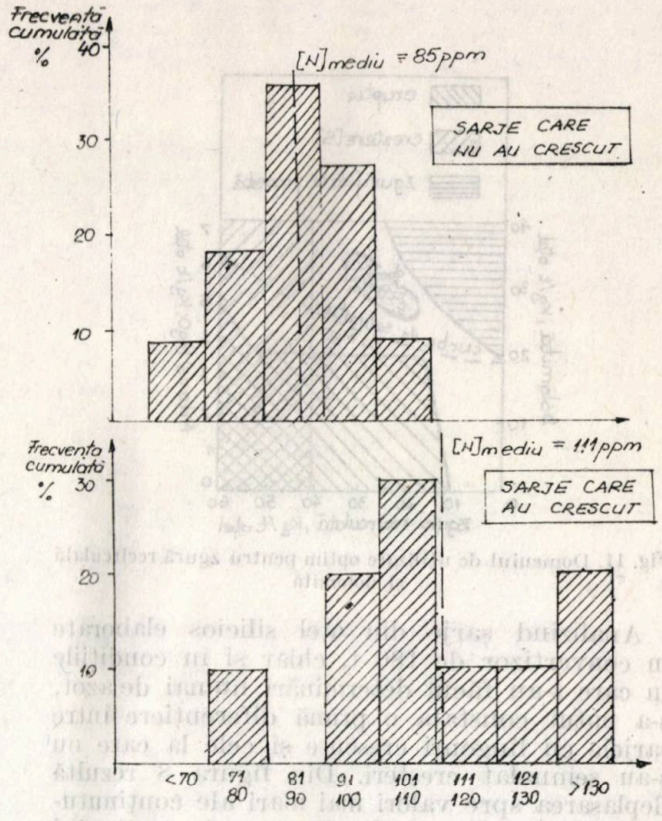


Fig. 8

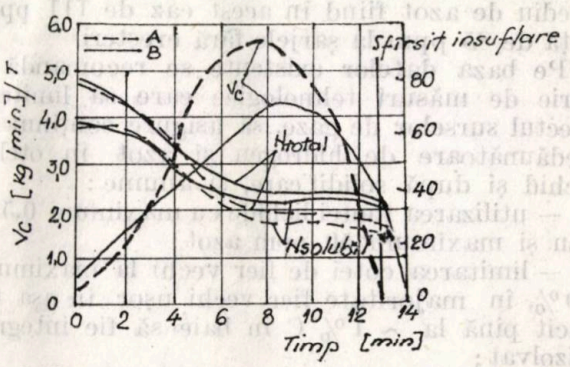


Fig. 9. Variația conținutului de azot (solubil $[N]_{sol}$ și total $[N]_{tol}$) în oțel în cursul insuflării oxigenului în convertizor la răcirea cu minereu (*A*) și fier vechi (*B*), în cazul fontei titanifere

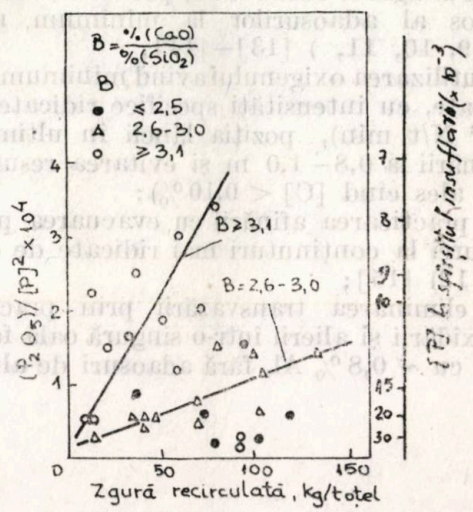


Fig. 10. Variația consumului de CaO în funcție de consumul de zgură recirculată

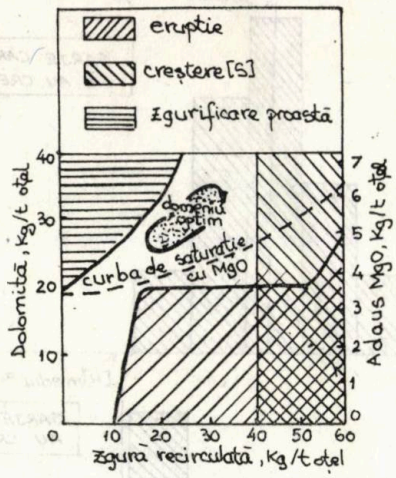


Fig. 11. Domeniul de utilizare optim pentru zgură recirculată și dolomită

Analizînd șarje din oțel silicios elaborate în convertizor de 180 t, chiar și în condițiile în care s-au făcut determinări numai de azot, s-a putut constata o primă diferențiere între șarjele cu lingouri crescute și cele la care nu s-au semnalat creșteri. Din figura 8 rezultă deplasarea spre valori mai mari ale conținuturilor de azot la șarjele cu creșteri, conținutul mediu de azot fiind în acest caz de 111 ppm față de 85 ppm la șarjele fără creșteri.

Pe baza datelor existente se recomandă o serie de măsuri tehnologice care să limiteze efectul surselor de gaze, să asigure conținuturi nedăunătoare de hidrogen și azot în oțelul lichid și după solidif care, și anume :

— utilizarea fontei lichide cu maximum 0,5 % Mn și maximum 50 ppm azot;

— limitarea cotei de fier vechi la maximum 30 %, în majoritate fier vechi ușor în așa fel încît pînă la ~ 1 % C în baie să fie integral dizolvat;

— alimentare cu var de calitate corespunzătoare (CaO > 90 %), var dolomitic, minereu pentru răcire și formare timpurie a zgurei cu ajutorul zgurei recirculate, precum și controlul riguros al adaosurilor la minimum necesar (fig. 9, 10, 11,) [13]—[14];

—utilizarea oxigenului avînd minimum 99,5 % puritate, cu intensități specifice ridicate (peste 4 m³ N/t. min), poziția lăncii în ultima fază a afinării la 0,8—1,0 m și evitarea resuflărilor (mai ales cînd [C] < 0,10 %);

— practicarea afinării cu evacuarea parțială a zgurei la conținuturi mai ridicate de carbon (fig. 12) [15];

— eliminarea transvazării prin practicarea dezoxidării și alierii într-o singură oală folosind FeSi cu ~ 0,8 % Al, fără adaosuri de aluminiu metalic, cu barbotare prin dop poros încă din cursul evacuării din convertizor;

— practicarea calcinării în prealabil a adaosurilor (var, FeSi);

— barbotarea cu argon de calitate A STAS 7956/75 ;

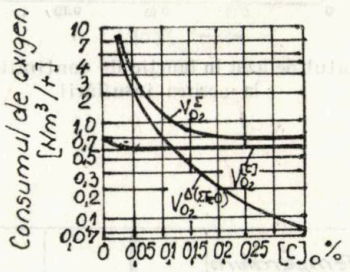


Fig. 12. Influența conținutului de carbon în oțel la oprirea suflării asupra consumului specific de oxigen necesar pentru oxidarea pînă la conținutul respectiv a unei cantități de carbon de 0,05 % :

$V_{O_2}^{[C]}$ — consumul de oxigen pentru decarburare ;

$V_{O_2}^{\varepsilon FeO}$ — consumul de oxigen pentru creșterea conținutului de oxizi în zgură (pentru 10 % zgură) ;

$V_{O_2}^{\varepsilon}$ — consumul total de oxigen

— turnarea la temperatură cît mai scăzută, sub 1 550°C, cu viteză mare ($Ø_{inf} \geq 90$ mm), în lingotiere tip butelie.

În acest sens, se pot asigura condiții în vederea diminuării conținuturilor de gaze și a obținerii lingourilor cu macrostructură compactă.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * *Oțeluri electrotehnice*, Centrul de documentare și publicații tehnice al Industriei Metalurgice 1971, p. 132.

[2] Moskevici, E. I. În : Stali, U.R.S.S., nr. 1, 1963, p. 34.

[3] Ivanov, B. S. și alții. În : Stali, U.R.S.S., 12, 1982, p. 49.

[4] Ivanov B. S. și alții. În : Metalli, U.R.S.S., nr. 2, 1973, Izvestia Akademii Nauk, p. 173.

[5] Schenеck, G. și alții. În : Ciorniie metalli, U.R.S.S., nr. 2, 1963, p. 85.

[6] Fischer, W. Hoffmann, A. În : Archiv für das Eisenhüttenwesen, R.F.G., nr. 4, 1960, Bd 31, pg. 215.

[7] Kriger, V. În : Stali, U.R.S.S., nr. 11, 1982, p. 22.

[8] Iavoiski, V. I. În : Stali, U.R.S.S., nr. 9, 1971, p. 895.

[9] Tripșa, I., Kraft, N.—*Elaborarea oțelului în convertizor cu oxigen*, București, Ed. tehn., 1970.

[10] Mohn, G. În : Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 6, 1969, p. 262.

[11] Reinders, F. În : Stahl und Eisen, R.F.G., 24 dec, 1970, p. 1389.

[12] Ende, H., În : Stahl und Eisen, R.F.G .. 11 febr. nr. 3, 1965 p. 117.

[13] Nashiwa, H. ș.a. Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 3, 1978, p. 95.

[14] Denier, G. În : CIT, Franța, 5, 1980, p. 379.

Ing. N. Sârbu
Combinatul siderurgic — Reşiţa

Unele rezultate obţinute privind diminuarea segregaţiei în lingouri şi efecteie asupra caracteristicilor fizico-mecanice

CZ: 669.017

Realizarea unor organe de maşini cu performanţe ridicate necesită oţeluri cu proprietăţi deosebite. Dezvoltarea procedeului de sudare a impus utilizarea unor tehnologii metalurgice perfecţionate pentru fabricarea unor oţeluri sudabile cu proprietăţi fizico-mecanice îmbunătăţite în special în direcţia transversală sensului de laminare, respectiv pe direcţia grosimii şi cu izotropie cît mai mare în secţiune. Prin aceste tehnologii s-a urmărit diminuarea conţinutului de incluziuni din oţeluri şi prin aceasta micşorarea anizotropiei proprietăţilor fizico-mecanice, respectiv micşorarea diferenţelor dintre centru şi margine în special la piesele de secţiuni mari.

Cu toate acestea, în cazul pieselor grele, fenomenul de segregare concentrează impurităţile în anumite zone ale lingoului care se regăsesc în piesa laminată sau forjată, influenţîndu-i negativ proprietăţile. Astfel, au fost cazuri cînd într-o piesă forjată dintr-un lingou de 70 t s-au identificat incluziuni sulfidice grosolane, deşi oţelul lichid a avut un conţinut extrem de scăzut de sulf (0,004 %) [1].

În lingourile uzuale (3—6 t) pentru laminare, concentrarea impurităţilor în zona centrului (pătratul de segregaţie) (fig. 1) se manifestă prin diminuarea tenacităţii şi a plasticităţii, în special pe direcţia transversală laminării. Astfel, în literatură [2] se arată că raportul rezilienţei (K_{izod}) din zona segregată (centru) şi margine în direcţie *longitudinală* este de 0,88, iar comparaţia probelor transversale indică un raport de 0,54. Diferenţa este şi mai pregnantă dacă se compară rezilienţele obţinute pe probe transversale cu cele longitudinale. În acest caz, raportul rezilienţelor din centrul profilului este de 0,138, iar din margine este de 0,225 din valorile obţinute în sens longitudinal. Comparaţia de mai sus a fost făcută pe probe îmbunătăţite.

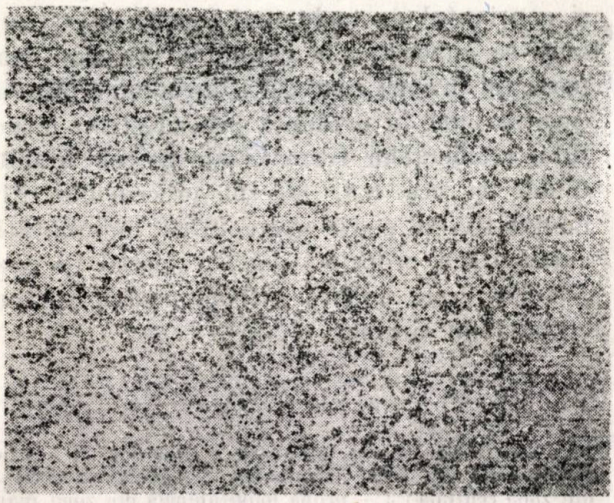


Fig. 1. Amprenta de sulf a unui blum din producţia curentă în sens perpendicular pe direcţia de laminare (oţel aliat)

Probele prelevate din blumurile experimentale cu secţiunea 170 × 170 laminate din lingouri de 500 × 500 fără pătrat de segregaţie (fig. 2) prezintă un raport al rezilienţelor din centru şi margine în direcţie longitudinală de 0,98, iar în direcţia transversală de 0,65.

Raportul valorilor transversale asupra celor longitudinale în centru are valoarea 0,26, iar în margine, 0,39. Şi rezultatele de mai sus s-au obţinut pe probe Ø 16 mm îmbunătăţite. Probele normalizate au prezentat valori mai bune.

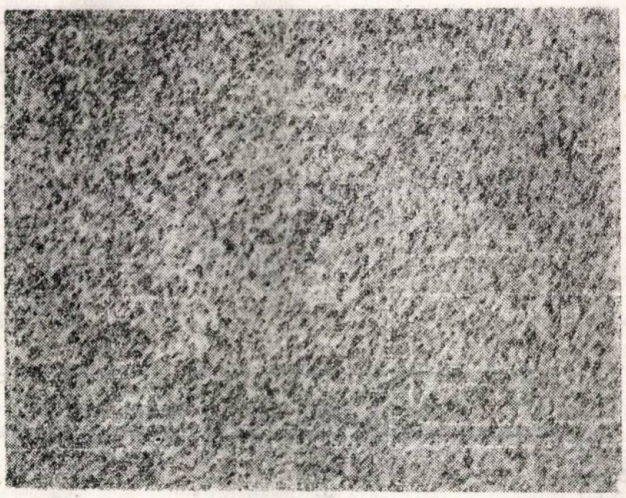


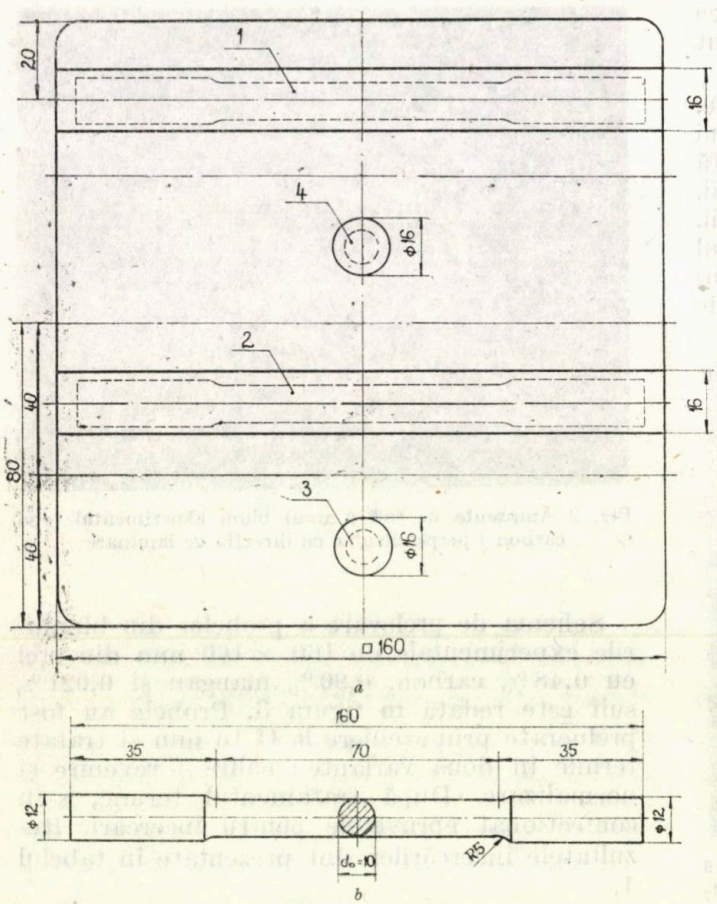
Fig. 2. Amprenta de sulf a unui blum experimental (oţel carbon) perpendicular pe direcţia de laminare

Schema de prelevare a probelor din blumurile experimentale de 160 × 160 mm din oţel cu 0,48 % carbon, 0,90 % mangan şi 0,021 % sulf este redată în figura 3. Probele au fost prelucrate prin aşchiere la Ø 16 mm şi tratate termic în două variante: călire + revenire şi normalizare. După tratamentul termic, s-au confecţionat epruvetele pentru încercări. Rezultatele încercărilor sînt prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

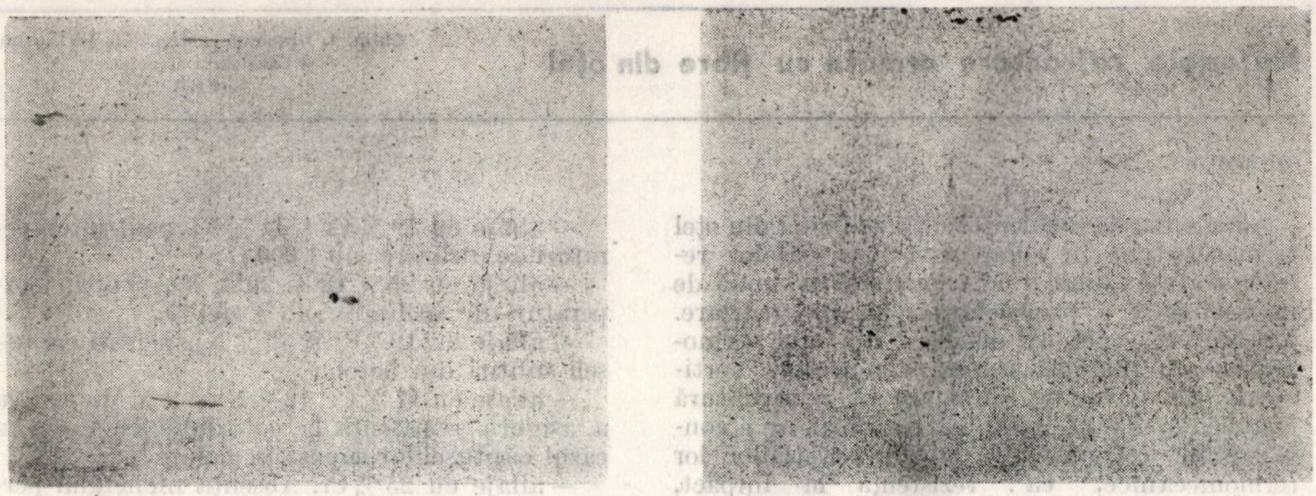
Poziția probei	Caracteristica	U.M.	Tratamentul					
			Normalizare			Îmbunătățire		
			L	*T*	*T/L*	*L*	*T*	*T/L*
MARGINE	R_{p02}	daN/mm²	48,5	48,5	1,0	68,7	71,2	1,04
	R_m	daN/mm²	75,0	74,0	0,99	82,7	82,7	1,00
	A_5	%	22,0	17,0	0,77	18,0	13,0	0,72
	Z	%	51,0	36,0	0,71	61,5	33,0	0,54
	$K_{cu}30/2$	daJ/cm²	7,0	6,2	0,88	14,8	5,75	0,39
CENTRU	R_{p02}	daN/mm²	49,8	46,0	0,93	70,0	65,0	0,93
	R_m	daN/mm²	74,0	71,5	0,97	82,7	83,0	1,00
	A_5	%	20,0	14,0	0,70	20,0	11,0	0,55
	Z	%	51,0	23,0	0,45	61,5	19,0	0,31
	$K_{cu}30/2$	daJ/cm²	7,0	4,75	0,68	14,5	3,75	0,26
RAPORTUL CENTRU/MARGINE	R_{p02}	daN/mm²	1,03	0,96		1,02	0,91	
	R_m	daN/mm²	0,99	0,97		1,00	1,00	
	A_5	%	0,90	0,82		1,11	0,85	
	Z	%	1,00	0,64		1,00	0,58	
	$K_{cu}30/2$	daJ/cm²	1,00	0,77		0,98	0,65	

L = Valori longitudinale; *T* = Valori transversale



Micșorarea diferențelor dintre centru și margine poate fi atribuită diminuării concentrărilor de impurități, în special a celor de sulf, în zona centrală a lingoului, lucru ce se constată pe șlifuri metalografice (fig. 4) și din analiza chimică a conținutului de sulf efectuată pe blumul *A* (dinspre maselota lingoului) după schema din figura 5. Dacă se ține seamă de faptul că, prin tratarea oțelului în vid, se diminuează în primul rînd conținutul de gaze dar și conținutul de incluziuni oxidice care, după cum se cunoaște, se depun în cea mai mare parte tot în zona centrală a lingoului, diminuare care se pune în evidență prin creșterea raportului rezilienților transversale pe cele longitudinale la cca 0,5, efectul procedeului fiind cumulativ, se poate spera într-o îmbunătățire suficientă a proprietăților, în special în cazul pieselor grele forjate (arbori pentru turbine, cilindri de laminor etc.).

Fig. 3 : *a* — Schema de prelevare a problelor : *1* — probă transversală din zona marginală ; *2* — probă transversală din zona centrală ; *3* — probă longitudinală din zona marginală ; *4* — probă longitudinală din zona centrală ; *b* — Epruveta prelucrată



a *b*

Fig. 4, *a* — Incluziuni de sulf. Microșlif neatacat x 100; *b* — Incluziuni de oxizi. Microșlif neatacat x 100

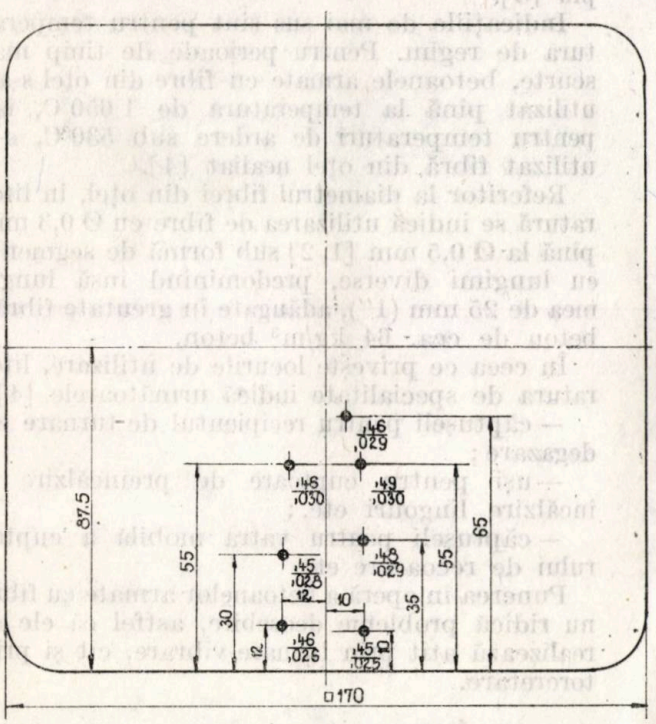


Fig. 5. Schema de amplasare a punctelor în care s-au determinat spectral conținuturile de carbon (la numărător) și de sulf (la numitor) ←

În concluzie rezultă că, prin diminuarea concentrărilor de incluziuni în zona centrală a lingourilor, se pot micșora diferențele dintre caracteristicile de tenacitate din centru și marginea laminatului cu efecte favorabile asupra comportării la oboseală a pieselor confecționate din aceste oțeluri. De aici rezultă importanța adoptării unei tehnologii care să diminueze sau chiar să elimine cauzele care duc la formarea pătratului de segregație întîlnit în majoritatea lingourilor grele.

BIBLIOGRAFIE

[1] Popescu, V. Drăgan, I., Alexandru, T. *Tehnologia forjării*. București, Ed. Tehnică, 1980.

[2] Kohn, A. Coulée de l'acier 1964 : *La solidification des lingots en acier calmé et les hétérogénéités qui en resultent*. p. 50, tab. III.

Materiale refractare armate cu fibre din oţel

Chim. I. Dragoman, sing. M. Vîrtineanu
şi Constanţa Grecicosei
ICEM

CZ : 666.76

Adăugarea de segmenţi scurţi de sîrmă din oţel termorezistent în compoziţia materialelor refractare reprezintă o concepţie relativ nouă de îmbunătăţire a proprietăţilor lor de utilizare. Adaosul de segmenţi de sîrmă din oţel termorezistent acţionează asupra diverselor sortimente de materiale refractare ca o armătură metalică şi dă posibilitatea realizării unei considerabile îmbunătăţiri a caracteristicilor lor termomecanice, ca : rezistenţa la impact, rezistenţa la încovoiere, rezistenţa la compresiune, rezistenţa la şoc termic, adică a principalelor proprietăţi de bază.

Conceptul de armare este mai vechi şi a apărut odată cu armarea cu fibre de sticlă a unei largi varietăţi de articole tehnice sau diverse. Utilizarea fibrelor din oţel, din carbon sau azbest, ca agenţi de armare, este mai recentă şi mai puţin cunoscută, dar ea a devenit, în ultimul timp, o parte importantă a tehnologiilor produselor compozite. Primele încercări de armare cu fibre de sticlă a betoanelor se pare că ar data din anul 1971. Aceste încercări au evidenţiat faptul că încorporarea de 1—2 %, în volume, a fibrelor de sticlă îmbunătăţeşte puternic rezistenţa la încovoiere şi permite betonului să reziste la tensiuni mari, chiar atunci cînd matricea betonului s-a distrus complet, conferindu-i astfel o mare durabilitate acolo unde şocurile termomecanice sînt importante [1].

Armarea cu fibre măreşte durabilitatea căptuşelilor din betoane de două pînă la trei ori, faţă de căptuşelile din betoane clasice.

Armarea cu fibre de oţel şi-a găsit utilizare şi la alte sortimente de produse refractare, de exemplu la produse magneziene, mase magneziene de reparaţie ş.a. [2].

Dezvoltarea acestei tehnologii este însă handicapată de preţul ridicat al sîrmei de oţel refractar, fabricat prin metodele clasice. Obţinerea fibrei din oţel refractar la un preţ avantajos s-a realizat în Anglia prin tragerea fibrelor direct din topitura de metal, fără să se mai treacă printr-o gamă întreagă de laminoare.

Pentru armare, este evident necesar să se utilizeze fibre din oţel termorezistent (refractar), iar nivelul temperaturii de lucru rezultă din proprietăţile ce se realizează în urma acestei armări. Cele mai frecvente aliaje de oţel folosite pentru obţinerea de fibre sînt aliajele pe bază de crom-nichel, cele două elemente care determină limitele de temperatură şi rezistenţă la oxidare. Principalele aliaje folosite pentru fibre de oţel sînt următoarele :

— aliaje cu 19 % Cr şi 11 % Ni, pentru temperaturi de utilizare sub 1 000°C ;

— aliaje cu 25 % Cr şi 20 % Ni, pentru temperaturi de utilizare sub 1 100°C ;

— aliaje cu 19 %Cr şi 35 % Ni, pentru căptuşeli subţiri din beton ;

— aliaje cu 17 % Cr, 12 % Ni şi 2 % Mo pentru a asigura rezistenţa la coroziune chimică, în cazul căptuşelilor supuse la gaze ;

— aliaje cu 25 % Cr. Absenţa nichelului permite utilizarea fibrelor din oţel în atmosferă de gaze cu sulf, în cuptoarele de cocs de exemplu [3].

Indicaţiile de mai sus sînt pentru temperatura de regim. Pentru perioade de timp mai scurte, betoanele armate cu fibre din oţel s-au utilizat pînă la temperatura de 1 650°C, iar pentru temperaturi de ardere sub 530°C, s-a utilizat fibră din oţel nealiat [4].

Referitor la diametrul fibrei din oţel, în literatură se indică utilizarea de fibre cu Ø 0,3 mm pînă la Ø 0,5 mm [1, 2] sub formă de segmenţi cu lungimi diverse, predominînd însă lungimea de 25 mm (1''), adăugate în greutate fibră/beton de cca. 64 kg/m³ beton.

În ceea ce priveşte locurile de utilizare, literatura de specialitate indică următoarele [4] :

— căptuşeli pentru recipientul de turnare cu degazare ;

— uşi pentru cuptoare de preîncălzire şi încălzire lingouri etc. ;

— căptuşeli pentru vatra mobilă a cuptorului de recoacere etc.

Punerea în operă a betoanelor armate cu fibre nu ridică probleme deosebite, astfel că ele se realizează atît prin turnare-vibrare, cît şi prin torcretare.

Cercetări efectuate

Pentru a aprecia nivelul îmbunătăţirilor ce se pot realiza prin armarea cu fibre din oţel, s-au cercetat două sortimente de produse refractare armate cu fibre :

— betoane refractare vibrate ;

— mase refractare ştampate.

Cercetarea influenţei armării cu fibre de oţel asupra rezistenţei mecanice a betoanelor refractare. Influenţa adaosului de segmenţi din sîrmă din oţel s-a cercetat pe beton refractar tip *BR*94. Ca fibră de oţel s-a utilizat sîrmă din oţel refractar tip 10NC180 STAS 3583-80, cu 17—19 % Cr şi 8—10 % Ni, cu Ø 0,4—0,5 m, din producţia ICEM. Lungimea segmenţilor din fibră din oţel a fost de 25 mm şi, respectiv, 70 mm.

Aceştia s-au adăugat în compoziţia betonului în proporţie de 1, 2, 3, 4% (procente de greutate). Probele cu 3 % adaos de fibră din oţel s-au ars la diverse temperaturi.

Rezistenţa mecanică la crud a betonului armat. Influenţa adaosului crescînd de fibră din oţel asupra rezistenţei mecanice la compresiune (*RC*) şi a rezistenţei la încovoiere (*RI*) a betonului este redată în figura 1.

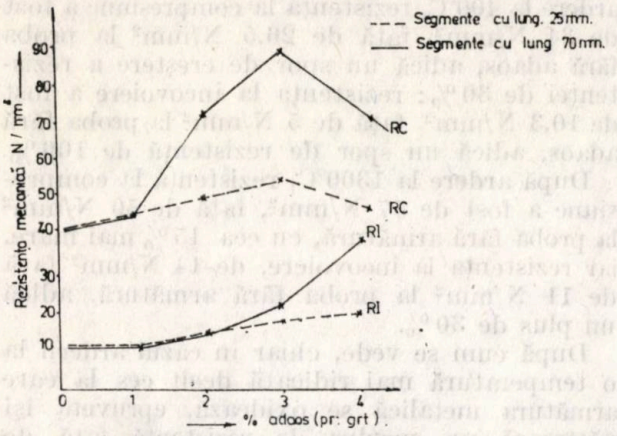


Fig. 1. Influenţa adaosului crescînd de segmenţi de fibră din oţel asupra rezistenţei la compresiune (*RC*) şi rezistenţei la încovoiere (*RI*) a betonului refractar *BR* 94

Din datele prezentate în fig. 1, rezultă că rezistenţa mecanică la compresiune (*RC*) creşte proporţional cu creşterea proporţiei de segmenţi de fibră adăugaţi în compoziţia betonului, ajungînd (la proporţia de 3 %) de 55 N/mm², în cazul segmenţilor de fibră cu lungimea de 25 mm şi 88 N/mm², în cazul segmenţilor de fibră cu lungimea de 70 mm, după care rezistenţa la compresiune scade. Acest lucru este valabil în cazul ambelor lungimi de segmenţi de sîrmă, ceea ce denotă că proporţia în volume a fibrelor din oţel are o limită optimă. În ceea ce priveşte lungimea segmenţilor de fibră adăugaţi, se constată că se obţin rezultate mai bune ale rezistenţei mecanice cu fibre mai lungi: 88 N/mm² la fibre cu lungimea de 70 mm, faţă de 55 N/mm² la fibre cu lungimea de 25 mm. Lungimea mai mare a fibrei implică o aderenţă mai mare a betonului, respectiv o suprafaţă de contact mai mare între beton şi fibră.

Rezistenţa la încovoiere (*RI*) creşte continuu cu creşterea proporţiei de fibră din oţel adăugate şi nu mai prezintă un maxim. S-a observat la determinările de laborator că epruveta nu se mai separă în două jumătăţi, ca în cazul determinărilor obişnuite, ci epruveta îşi păstrează forma, cu toate că matricea betonului s-a distrus în zona de încovoiere. Cele două jumătăţi se menţin legate prin mulţimea de segmenţi de fibră, care formează o ţesătură, o armare. De fapt, tocmai în aceasta constă avantajul folosirii armării produselor refractare.

Rezistenţa mecanică după arderea betonului armat. Rezistenţele mecanice ale probelor de betoane cu adaos de 3 % segmenţi de fibră din oţel, cu lungimea segmenţilor de 25 şi, respectiv, 70 mm după ardere la diverse temperaturi sînt prezentate în figura 2, comparativ cu betonul fără adaos.

După cum rezultă din fig. 2, rezistenţele mecanice ale probelor de beton armat cu fibre de oţel şi nearmat scad odată cu creşterea temperaturii de ardere [5]. Aceasta se datorează transformărilor chimico-ceramice ce au loc la încălzirea betonului, şi anume deshidratarea aluminaţilor de calciu hidrataţi, realizaţi în faza de întărire hidraulică, şi trecerea lor în compuşi deshidrataţi — întărirea ceramică — transformări însoţite de scăderea rezistenţei la compresiune (*RC*) şi la încovoiere (*RI*).

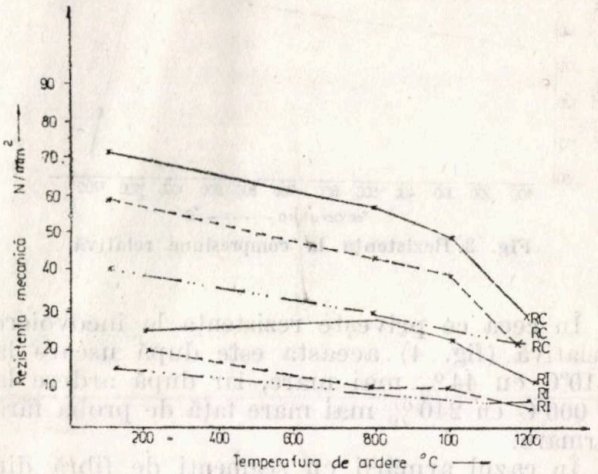


Fig. 2. Influenţa temperaturii de ardere asupra rezistenţei mecanice a betonului refractar *BR* 94, armat cu 3 % fibră din oţel, cu lungimi diferite

—— segmenţi de sîrmă cu $l = 70$ mm
- - - segmenţi de sîrmă cu $l = 25$ mm
- · · · · fără segmenţi

Rezistenţele mecanice ajung la un minim atunci cînd aluminaţii de calciu deshidrataţi sînt în fază incipientă, nedezvoltaţi din punct de vedere al cristalelor. Comparativ cu betonul fără adaos de fibră, se constată că la betoanele cu adaos de fibre din oţel, după ardere la 1000°C, rezistenţele mecanice sînt de peste 40—50 N/mm², faţă de 24—30 N/mm² la betonul fără adaos, ceea ce, implicit, atrage şi comportarea lor mai bună în exploatare. În ceea ce priveşte lungimea segmenţilor de fibră adăugaţi, rezultă că betoanele cu adaos de segmenţi cu lungime mai mare au rezistenţe mecanice mai mari.

După arderea la temperatura de 1 200°C, toată armătura de fibră din oţel s-a oxidat complet devenind friabilă, ceea ce duce la slăbirea rezistenţei mecanice a betonului.

Rezistenţa mecanică relativă Avantajul armării cu fibre din oţel a betoanelor refractare este mai bine ilustrat sub formă de

rezistență la compresiune relativă, față de rezistența mecanică fără adaos.

După cum se vede din figura 3, în cazul betonului armat cu segmenți de fibră din oțel cu lungimea de 70 mm, rezistența la compresiune relativă după uscare este cu 63% mai mare decît cea a betonului nearmat, ajungînd după ardere la 1 000°C la 110%.

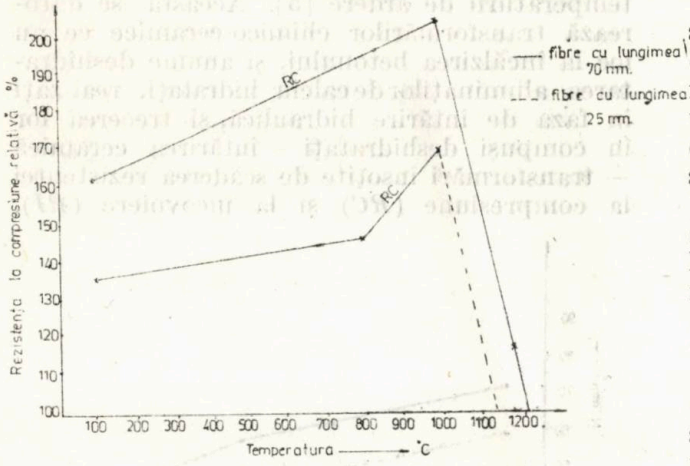


Fig. 3. Rezistența la compresiune relativă

În ceea ce privește rezistența la încovoiere relativă (fig. 4) aceasta este după uscare la 110°C cu 44% mai mare, iar după ardere la 1 000°C cu 240% mai mare față de proba fără armare.

În cazul armării cu segmenți de fibră din oțel cu lungimea de 25 mm, creșterea rezistenței la compresiune (fig. 3) este de 30% după uscare și de 70% după ardere la 1 000°C, iar rezistența la încovoiere (fig. 4) crește după uscare cu 40% și cu 100% după ardere la 1 000°C.

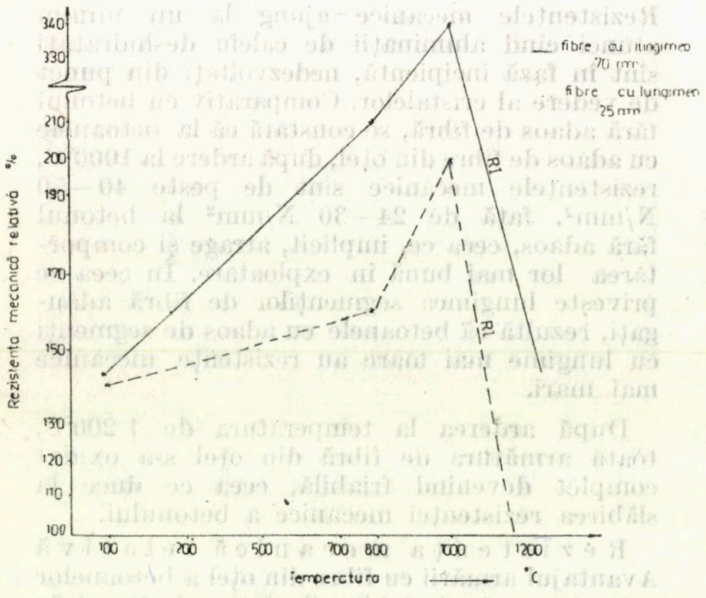


Fig. 4. Rezistența la încovoiere relativă

Cercetarea armării maselor refractare cu fibre din oțel. Efectul adaosului de fibră din oțel asupra maselor refractare s-a cercetat pe o masă de ștampare tip *MS* 85 la care s-au adăugat 2% (în procente de greutate) segmenți de sîrmă din oțel tip 10NC180 STAS 3583—80 cu 17—19% Cr și 8—10% Ni, cu Ø 0,4—0,5 mm și lungimea de 10—15 mm.

Epruvetele au fost ștampate manual. După ardere la 400°C, rezistența la compresiune a fost de 34 N/mm², față de 26,5 N/mm² la proba fără adaos, adică un spor de creștere a rezistenței de 30%; rezistența la încovoiere a fost de 10,3 N/mm², față de 5 N/mm² la proba fără adaos, adică un spor de rezistență de 106%.

După ardere la 1300°C, rezistența la compresiune a fost de 57 N/mm², față de 50 N/mm² la proba fără armătură, cu cca 15% mai mare, iar rezistența la încovoiere, de 14 N/mm² față de 11 N/mm² la proba fără armătură, adică un plus de 30%.

După cum se vede, chiar în cazul arderii la o temperatură mai ridicată decît cea la care armătura metalică se oxidează, epruveta își păstrează un surplus de rezistență față de epruveta fără armătură.

Concluzii

Armarea materialelor refractare prin adăugarea de segmenți de fibră din oțel constituie o concepție nouă de îmbunătățire a rezistențelor mecanice ale acestor produse, care în final duce la o mai bună comportare în serviciu. Prin armarea cu fibră din oțel a produselor refractare se aduce o contribuție importantă la creșterea rezistenței termo-mecanice, care constă în faptul că, după distrugerea matricei materialului refractar, rămîne întrețesătura de fibre care preia sarcina de rezistență.

Din cercetările efectuate a reieșit că, proporțional cu creșterea proporției de fibră de oțel adăugate în compoziția betoanelor refractare, crește și rezistența mecanică, însă numai pînă la un nivel de 3% adaos în procente de greutate, după care rezistența mecanică scade. De aici rezultă că un adaos prea mare de fibre, prin creșterea volumului lor, slăbește matricea betonului.

Rezistența mecanică crește și cu lungimea segmenților de fibră din oțel adăugați, însă totodată cresc și dificultățile de amestecare și punere în operă. Dimensiunile cele mai indicate sînt cuprinse între 10 și 35 mm.

Prin armarea cu fibre din oțel cu lungimea de 25 mm a betoanelor refractare se obține un spor de rezistență la compresiune de 30% după uscare la 100°C, iar după ardere la 1 000°C, de 70%, în timp ce rezistența la încovoiere crește cu 40% după uscare la 100°C și cu 100%, după ardere la 1 000°C, față de materialul fără adaos de fibră din oțel.

Armarea cu fibre din oțel acționează favorabil tocmai în intervalul critic de temperatură al rezistenței mecanice a betoanelor refractare, care se situează în intervalul de temperatură de 800—1200°C [5].

În cazul maselor de ștampare silico-aluminoase, aportul de creștere a rezistenței la compresiune a fost de 30%, iar a rezistenței la încovoiere, de 106% după ardere la 400°C; după ardere la 1 300°C, rezistența la compresiune a fost cu 15% mai mare, iar rezistența la încovoiere, cu 30% mai mare, față de același material fără adaos de fibră din oțel.

Pentru armare s-a folosit sîrmă din oțel tip 10NC180 STAS 3583—80, cu 17—19% Cr și 8—10% Ni, cu Ø 0,4—0,5 mm.

Materialele refractare armate sînt indicate pentru locuri de serviciu puternic solicitate din punct de vedere termomecanic.

Aplicarea industrială în R.S.R. a acestui gen de produse refractare este încă în fază incipientă și va deveni posibilă numai după obținerea unei fibre din oțel mai accesibile din punct de vedere al costului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Show K. — *Refractories and their uses*, London, Applied Science Publishers LTD, 1972, p. 175.

[2] Pawlowski, S. — *Non-fired magnesite materials with steel fibres reinforcement*. A VIII-a Conferință de betoane, Bratislava, 1983, vol. 1, p. 120.

[3] Wooldridge, J. F. — *Fiber reinforced refractories*. În: Iron and Steel Engineer, S.U.A. aug. 1978, p. 81—82.

[4] * * * — *Stahlfaserverstärkter Feuerbeton*. Kurzinformationen, În: Neue Hütte, R.D.G. dec. 1976—p. 446.

[5] Dragoman, I. — *Betoane refractare dense*. În: Rev. Materiale de Construcții, R.S.R. (3), vol. 6, 1976 p. 145—148

DOCUMENTARE

Laminorul de profile fine pentru miniuzina din Burgas

În apropierea orașului Burgas se află în construcție, în cadrul planului cincinal 1981/1985 al R.P.B., o minuzină cu o capacitate de cca 1 mil. t/an. Laminorul de profile fine va fi livrat de Sket VEB Schwermaschinenbau-Kombinat, Ernst Thälmann, Magdeburg, R.D.G. În acest an va începe funcționarea de probă. Personalul de producție va fi calificat în R.D.G.

În volumul de livrări sînt incluse, pe lîngă componentele instalațiilor tehnologice de laminare complete, și echipamente pentru prelucrarea semifabricatelor, instalații de transport și echipamentul electrotehnic.

Două cuptoare cu vatră pășitoare realizează încălzirea țaglelor laminate sau turnate continuu.

Procesul de laminare se realizează pe un tren degrosisor cu patru caje (HV),pe două caje (HV), pe două caje intermediare și pe un tren finisor cu opt caje (HV).

Laminatul ajunge la ajustaj prin patul de răcire cu două secțiuni. Ajustajul cuprinde, ca echipamente de bază, mașini de îndreptat, instalații de stivuire a oțelului profilat,instalații de cojit și șlefuit și mașini de legat pachete.

Cu ajutorul unei instalații automate de comandă și control al producției este supravegheat și comandat întregul proces de producție.

Secțiunea inițială transversală a țaglelor este de 200 × 200 sau de 120 × 120 mm, lungimea de 12 m, iar greutatea de 3,7, respectiv 1,3 t.

Viteza de laminare finală maximă este de 15 m/s, capacitatea anuală peste 800 000 t. Laminorul este prevăzut pentru o laminare în domeniu de toleranțe limitat.

Programul de producție cuprinde oțel rotund Ø 12—60mm, oțel beton Ø 12—45 mm, oțel lat cu grosimi de 5—20mm și lățimi de 30—70 mm, ca și oțel cornier de 20 × 20 pînă la 75 × 75 mm. Paleta de calități cuprinde oțeluri beton, oțeluri de calitate, oțeluri de construcție nealiate și oțeluri de construcție slab aliate.

(In : *Sthal und Eisen, R.F.G., nr. 8, 1985, p. 18*)

Conducerea optimă a cuptoarelor de grafitare

Prof. Cereș Mariana
Lic. „Ion Minulescu"-Slatina
Ing. C. M. Spoitu
Uzinele Chimice Române — București

CZ: 669.18

În cadrul măsurilor generale legate de reducerea consumului specific de energie electrică, specialiștii se preocupă de reducerea consumului de energie electrică la operația de grafitare a electrozilor siderurgici și a electrozilor clorosodici, care constituie un proces energointensiv.

Cercetătorii români [1], [2], [3] au studiat și au scos în evidență rolul preponderent al modului de încălzire în cuptoarele de grafitare industrială din R.S.R. și, valorificînd concluziile unor studii de specialitate [4], [5], au elaborat tipuri de diagrame de grafitare care au dus la reducerea consumului specific de energie electrică cu cca 200 kWh/t produs.

Avînd în vedere multitudinea factorilor care în mod practic intervin în operația industrială, problema corelației între principalii parametri ai procesului de grafitare constituie în continuare obiectul unor studii și cercetări de specialitate.

În prezenta lucrare se expun rezultatele unui studiu comparativ privind două moduri de abordare a problemei.

Modelul matematic al cuptorului de grafitare

Bilanțul termic efectuat asupra cuptorului de grafitare în ipotezele: *a*) gradientul de temperatură este nul; *b*) temperatura exterioară (θ_e) este constantă; *c*)proprietățile fizice ale materialelor de încărcare nu variază cu temperatura; *d*) densitatea de curent este aceeași în toată secțiunea cuptorului conduce la ecuația [2]:

$$mc_p\, d\theta + [qs\ \ (\theta - \theta_e) - \eta P]dt = 0 \qquad (1)$$

Notațiile folosite în (1) și în continuare sînt cele din [2]. Soluția ecuației (1) este:

$$\theta - \theta_0 = (RP + \theta_e - \theta_0)(1 - \exp(-t/T)) \qquad (2)$$

Dacă se admite că:

$$|\theta_e - \theta_0| \ll RP \qquad (3)$$

se obține ecuația (4), ecuație folosită în [1], [2]:

$$\theta - \theta_0 = RP(1 - \exp(-t/T)) \qquad (4)$$

Relația (3) este valabilă în perioada inițială de încălzire a cuptorului, dar pe parcurs este mai plauzibilă relația:

$$\theta_e \ll \theta_0 \qquad (5)$$

care duce la ecuația:

$$\theta - \theta_0 = (RP - \theta_0)(-1\exp(-t/T)) \qquad (6)$$

Semnificația și calculul parametrilor R și T au fost prezentate în [1] și [2].

În continuare, se compară exactitatea ecuațiilor (4) și (6) pentru trei cuptoare industriale. Parametrul folosit pentru comparație este abaterea pătratică medie în jurul datelor experimentale:

$$\sigma^2 = \frac{1}{n}\sum_{i=1}^{n}(\theta_i^e - \theta_i^c)^2 \qquad (7)$$

Sintetizarea rezultatelor este prezentată în tabelul 1.

Tabelul 1

Metoda de calcul	R(C/kW)	T(ore)	σ^2	Cuptor
Ecuația (6)	1,3*	38*	2,7 10^4	C_2
	1,3*	38*	4,3 10^4	C_4
	—	—	—	C_{21}
Ecuația (6)	0,5**	10,60**	0,15 10^4	C_2
	0,4**	7,97**	0,22 10^4	C_4
	0,4**	13,23**	0,20 10^4	C_{21}
Ecuația (4)	1,3*	38*	$>10^6$	C_2
	1,3*	38*	$>10^6$	C_4
	—	—	—	C_{21}
Ecuația (4)	0,1**	2,72**	1,27 10^4	C_2
	0,6**	31,60**	0,43 10^4	C_4
	0,5**	47,37**	2,31 10^4	C_{21}

Obs. Valorile marcate cu un asterisc sînt calculate conform [2], iar cele marcate cu două sînt determinate din date experimentale conform [4].

Superioritatea ecuației (6) față de ecuația (4) în aproximarea datelor experimentale este ușor sesizabilă din tabelul 1.

Un alt argument în favoarea ecuației (6) este următorul :

$$\frac{T}{R} = \frac{mc}{\eta} p \qquad (8)$$

ceea ce înseamnă că geometria cuptorului și transferul termic nu influențează raportul (8), ci numai proprietățile materialului considerat. Folosind valorile determinate din experimente pentru T și R se obțin valorile : 21,2, 20, 33 pentru ecuația (6) și valorile : 27, 3, 53, 95, pentru ecuația (4). Cu (6) se obține prin urmare un domeniu mult mai restrîns de variație pentru raportul (8) decît cu ecuația(4).

Construirea diagramei de putere

Construirea acestei diagrame presupune că se cunoaște diagrama temperaturii care se dorește a fi obținută. În general diagrama de temperatură este furnizată sub forma creșterii de temperatură $\Delta\theta_i$ în intervalul de timp Δt_i. Practic valoarea intervalului de timp este de o oră. Puterea furnizată cuptorului are forma unei funcții în scară de timp.

Pentru $\Delta t_i = ct.$, determinarea diagramei de putere se face conform relației (presupunînd $\eta = 1$) :

$$P_i = \frac{\Delta\theta_i}{R\left(1 - e^{-\frac{\Delta t_i}{T}}\right)} + \frac{\theta_i}{R} \qquad (9)$$

derivată din ecuația (6).

Cei doi termeni ai membrului drept reprezintă puterea consumată pentru creșterea temperaturii (primul termen) și puterea consumată pentru a menține temperatura la valoarea θ (al doilea termen). Ponderea celor doi termeni diferă pe măsură ce temperatura crește, arătînd că se consumă din ce în ce mai multă putere pentru a acoperi pierderile de căldură.

Diagrama optimă de temperatură

Se pornește de la ecuația bilanțului termic, în forma :

$$\frac{T}{R}\frac{d\theta}{dt} + \frac{\theta - \theta_e}{R} = P \qquad (11)$$

Integrînd membrul drept și stîng, se obține :

$$\frac{T\Delta\theta_f}{R} - \frac{\theta_e t_f}{R} + \frac{1}{R}\int_{R_0}^{tf} \theta dt = \int_0^{tf} P_{at} = E_f \qquad (12)$$

unde :

$\Delta\theta_f$ — creșterea de temperatură totală (finală) ;
t_f — timpul final ;
E_f — energie totală.

Se pune întrebarea cum trebuie aleasă diagrama de temperatură ca E_f să fie minimă și să fie respectată restricția tehnologică :

$$\frac{d\theta}{dt} \leqslant V(t), \quad V(t) \geqslant 0, \quad t \geqslant 0 \qquad (13)$$

$V(t)$ fiind dat.

Deoarece și $\Delta\theta_f$ este impus, există un timp final minim t_{fm} pentru care se poate atinge $\Delta\theta_f$. El este dat de ecuația :

$$\Delta\theta_f = \int_0^{fm} V(t)dt \qquad (14)$$

Problema are soluție numai pentru $t_f > t_{fm}$, iar pentru $t_f = t_{fm}$ se obține :

$$\theta = \theta_0 + \int_0^t V(t)dt \qquad (15)$$

Pentru cazul general ($t_f > t_{fm}$) soluția este :

$$\theta_m(t) = \begin{cases} \theta_0, & 0 \leqslant t \leqslant t_f - t_{fm} \\ \theta_0 + \int_0^t V(t)dt, & t \geqslant t_f - t_{fm} \end{cases} \qquad (16)$$

Concluzii

Ecuația (6) oferă o descriere mai apropiată de realitate a evoluției temperaturii în cuptorul de grafitare decît ecuația (4). Parametrii R și T pot fi calculați [2], ceea ce este avantajos în cazul proiectării. Construirea diagramei de putere se face folosind relația (9) pentru orice diagramă de temperatură impusă.

Conducerea optimă se realizează lucrînd cît mai aproape de gradienții termici maximi impuși tehnologic ($V(t)$).

BIBLIOGRAFIE

[1] Ciucu, V., Spoitu, C.M. În : Metalurgia, R.S.R., 33, nr. 10, 1981, p. 529.
[2] Ciucu, V., Spoitu, C. M. În : Metalurgia, R.S.R., 33, nr. 2, 1981, p. 98.
[3] Marinescu, N., Spoitu, C.M. și Ciucu, V. În : Metalurgia, R.S.R., 32, nr. 10, 1980, p. 530.
[4] * * * Lucrare efectuată în cadrul firmei „Tokai Electrode Mfg. Co. LTD.". În : Documentare metalurgică, R.S.R., nr. 7, 1970.
[5] Mizushima, S. Fifth Carbon Conference, 1963.

Implementarea modelării matematice unidimensionale pentru determinarea pierderilor termice prin vatra cuvelor de electroliză a aluminiului

Ing. Pia Bălu, mat. Victoria Cineu
și mat. I. Cineu
C.C.P.T.Al. — Slatina

CZ : 621.35

Alegerea și cercetarea materialului de izolație al vetrei cuvelor de electroliză a aluminiului ca și stabilirea unei dimensionări optime a straturilor de izolație constituie una dintre direcțiile principale de cercetare în vederea reducerii pierderilor termice prin vatra cuvelor [1], [2]. Aplicarea modelului matematic [3] duce atît la stabilirea pierderilor termice cît și la descrierea fenomenelor termice în partea catodică a cuvei. Se determină astfel următorii parametri : căderea de temperatură în catodul cuvei în direcție verticală, densitatea fluxului termic, temperatura maximă și punctul în care este atinsă această temperatură, ca și căldura suplimentară produsă de catod ca urmare a efectului Joule.

Modelul matematic se aplică atît la cuvele de 83 kA cît și la cuvele de 63 kA prin comparație cu rezultatele stabilite prin calcul cu metoda clasică de determinare a densității fluxului termic pornind de la ecuația Fourier :

$$\dot{q} = -\lambda \text{ grad } T \text{ [W/m}^2\text{]}$$

De asemenea, în lucrare se stabilesc variante dimensionale ale structurilor izolante ale cuvelor, din șamotă și diatomit, în scopul evidențierii variației densității fluxului termic și, implicit, a temperaturii atinse în vatra cuvelor.

În vederea stabilirii principalilor parametri termici la cuvele de 83 kA, pe baza modelului matematic unidimensional se folosesc următoarele date :

— intensitatea curentului : $I_c = 83$ kA ;
— căderea de tensiune catodică : $\Delta U_c = 0{,}47$V ;
— suprafața catodului : $S_c = 20{,}614$ m^2 ;
— temperatura electrolitului : $T = 955$°C ;
— pierderea laterală de căldură a catodului : $\Delta q = 13{,}5$ kW ;
— înălțimea catodului : $\delta = 0{,}49$ m ;
— conductivitatea termică a catodului : $\lambda_c = 5{,}4$ W/m°C ;
— conductivitatea termică a șamotei : $\lambda_ș = 1{,}047$ W/m°C ;
— conductivitatea termică a diatomitei : $\lambda_d = 0{,}19$ W/m°C.

Aplicînd relațiile precizate în modelul matematic, se stabilește căldura suplimentară δq_v produsă în catod, folosind datele de mai sus :

$$\delta q_v = 1959{,}6159 \text{ W/m}^2$$

Ca urmare a căldurii produse în partea catodică a cuvei, temperatura băii electrolitice crește cu următoarea cantitate :

$$\frac{\delta(\delta q_v)}{2\lambda_c} = 89\text{°C}$$

Temperatura maximă atinsă în catod T_m s-a stabilit ca fiind următoarea :

$$T_m = 961\text{°C}$$

și s-a înregistrat în punctul de extrem x_m a cărui valoare este următoarea :

$$x_m = 0{,}13 \text{ m}$$

Fluxul termic unitar Q_b s-a determinat prin comparație atît prin folosirea relației clasice, cît și prin modelul matematic, ținînd seama de căldura suplimentară dezvoltată în catod ca urmare a efectului Joule.

În figura 1 se prezintă graficul temperaturii înregistrate în catodul și straturile de izolație ale cuvei de 83 kA prin cele două metode.

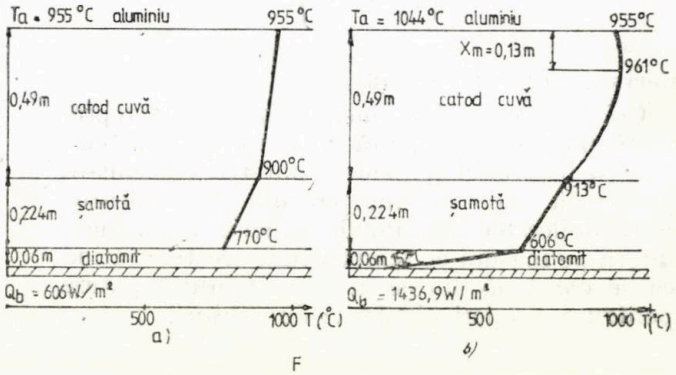


Fig. 1. Graficul temperaturii din catodul și straturile de izolație ale unei cuve de 83 kA exprimat prin :
a) Valori rezultate din calcul (fără a lua în considerare căldura suplimentară produsă de catod)
b) Valori rezultate din calcul pe baza modelului matematic

Se constată că fluxul termic unitar Q_b stabilit prin modelul matematic conduce la determinarea unei temperaturi în vatra cuvei $T = 152$°C, valoare comparabilă cu cea măsurată în vatra unei cuve suspendate pe piloni.

SOARECE VIRGIL

Pentru stabilirea parametrilor termici la cuvele de 63 kA, pe baza modelului matematic unidimensional, se folosesc următoarele date :

— intensitatea curentului : $I_c = 63\text{kA}$;
— căderea de tensiune catodică : $\Delta U_c = 0{,}45\text{V}$;
— suprafața catodului : $S_c = 15{,}32\ \text{m}^2$;
— temperatura electrolitului : $T = 955°\text{C}$;
— pierderea laterală de căldură a catodului : $\Delta q = 8{,}7\ \text{kW}$;
— înălțimea catodului : $\delta = 0{,}49\ \text{m}$.

Pe baza modelului matematic, s-a stabilit căldura suplimentară δq_v produsă de catod :

$$\delta q_v = 2259\ \text{W/m}^2$$

Ca urmare a căldurii produse în catodul cuvei, temperatura băii electrolitice crește cu valoarea :

$$\frac{\delta(\delta q_v)}{2\lambda_c} = 89°\text{C}$$

Temperatura maximă atinsă în catod T_m s-a stabilit ca fiind următoarea :

$$T_m = 962°\text{C}$$

și s-a înregistrat în punctul de extrem x_m a cărui valoare este :

$$x_m = 0{,}13\ \text{m}$$

În figura 2 se prezintă comparativ parametrii termici la cuva de 63 kA prin metoda clasică și, de asemenea, prin folosirea modelului matematic.

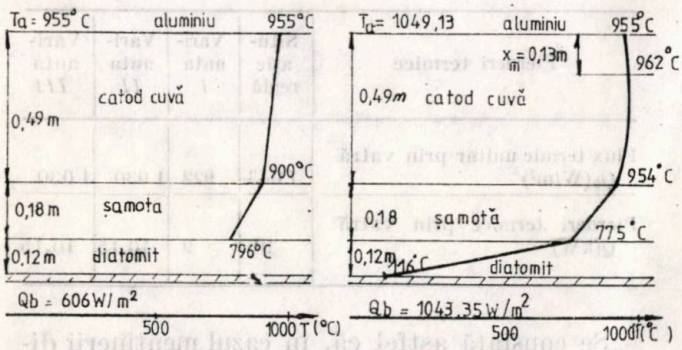


Fig. 2. Graficul temperaturii din catodul și straturile de izolație ale unei cuve de 63 kA exprimat prin :
a) Valori rezultate din calcul (fără a lua în considerare căldura suplimentară produsă de catod)
b) Valori rezultate din calcul pe baza modelului matematic

În continuare, s-au analizat două variante dimensionale ale straturilor de izolație pentru cuvele de 83 kA, din punct de vedere al parametrilor termici stabiliți pe baza modelului matematic.

Valorile parametrilor termici se prezintă în tabelul 1 prin comparație cu situația reală a cuvei.

Tabelul 1

Variantele de izolație ale cuvei	Situație reală	Varianta *I*	Varianta *II*
Grosime strat șamotă(m)	0,224	0,19	0,23
Grosime strat diatomit(m)	0,06	0,094	0,054
Temperatura sub catod(°C)	913,3	964	909
Temperatura sub șamotă (°C)	606	751	581
Temperatura sub diatomit (°C)	152	219	157
Valoare punct de extrem în catod x_m	0,13	0,22	0,117
Temperatură maximă în catod (°C)	961	973	960

Ilustrarea datelor din tabelul 1 se face în fig. 3 și 4 pentru cele două variante dimensionale ale straturilor de șamotă și diatomit.

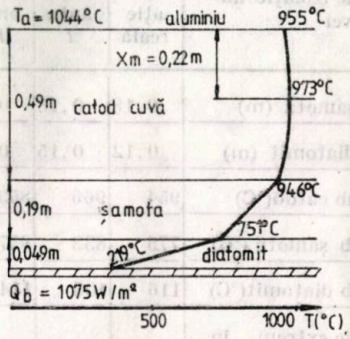


Fig. 3. Graficul temperaturii din catodul și straturile de izolație ale unei cuve de 83 kA în varianta de izolație *I*

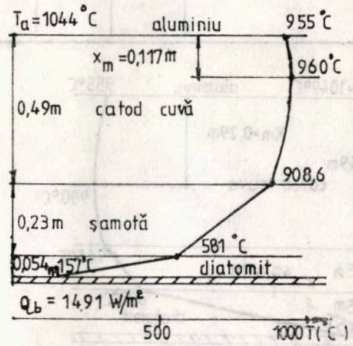


Fig. 4. Graficul temperaturii din catodul și straturile de izolație ale unei cuve de 83 kA în varianta de izolație *II*

Se constată astfel că, deși temperatura înregistrată în vatra cuvei la varianta *I* este mai mare decît în cazul variantei *II*, totuși pierderile termice Q prin vatră sînt mai mari în cazul variantei *II*, datorită fluxului termic unitar Q_b mai mare rezultat în această variantă.

Tabelul 2

Pierderi termice	Situaţie reală	Varianta *I*	Varianta *II*
Flux termic unitar prin vatră Q_b(W/m²)	1 437	1 075	1 491
Pierderi termice prin vatră Q(kW)	16,18	13,9	19,3

În tabelul 2 se, prezintă comparativ, valorile fluxului termic unitar şi ale parametrilor care descriu pierderile termice prin vatră atît în situaţia reală a cuvei, cît şi în cazul celor două variante studiate.

În continuare, s-au analizat trei variante dimensionale ale straturilor de izolaţie la cuvele de 63 kA din punct de vedere al parametrilor termici stabiliţi pe baza modelului matematic ale căror valori se prezintă în tabelul 3.

Tabelul 3

Variantele de izolaţie ale cuvei	Situ-aţie reală	Vari-anta *I*	Vari-anta *II*	Vari-anta *III*
Grosime strat şamotă (m)	0,18	0,15	0,2	0,19
Grosime strat diatomit (m)	0,12	0,15	0,1	0,11
Temperatură sub catod(°C)	954	965	853	898
Temperatura sub şamotă (°C)	775	833	657	711
Temperatura sub diatomit(°C)	116	105	114	115
Valoare punct de extrem în catod x_m(°C)	0,13	0,13	0,227	0,27
Temperatura maximă în catod (°C)	962	990	985	985

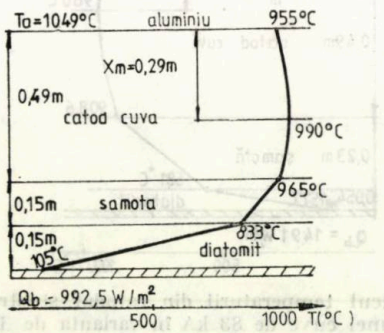


Fig. 5. Graficul temperaturii din catodul şi straturile de izolaţie ale unei cuve de 63 kA în varianta de izolaţie *I*

În figurile 5, 6, 7 se prezintă graficul temperaturii în catod şi în straturile de izolaţie, ca şi parametrii termici stabiliţi prin model. Se constată astfel că fluxul termic unitar este mai mare în varianta *I* faţă de celelalte două variante.

Valorile fluxului termic unitar ca şi pierderile termice prin vatră se prezintă comparativ în tabelul 4, pentru situaţia reală a cuvei şi cele trei variante analizate.

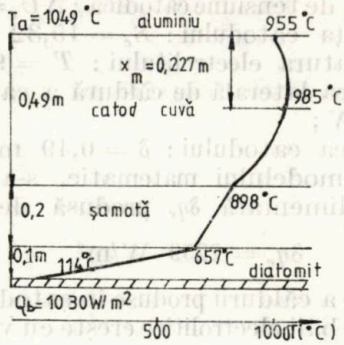


Fig. 6. Graficul temperaturii din catodul şi straturile de izolaţie ale unei cuve de 63 kA în varianta de izolaţie *II*

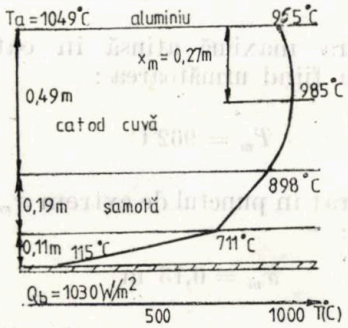


Fig. 7. Graficul temperaturii din catodul şi straturile de izolaţie ale unei cuve de 63 kA în varianta de izolaţie *III*

Tabelul 4

Pierderi termice	Situ-aţie reală	Vari-anta *I*	Vari-anta *II*	Vari-anta *III*
Flux termic unitar prin vatră Q_b(W/m²)	1 043	922	1 030	1 030
Pierderi termice prin vatră Q(kW)	10	9	10,15	10,15

Se constată astfel că, în cazul menţinerii dimensiunilor generale ale straturilor cuvei, mărind stratul de diatomit, pierderile termice prin vatra cuvei devin mai mici.

Rezultatele modelului matematic unidimensional au fost confirmate atît prin măsurătorile efectuate pe chesonul cuvelor, cît şi prin rezultatele obţinute în determinarea distribuţiei termice prin model matematic bidimensional.

Desigur, prin folosirea modelului matematic unidimensional se simulează noi variante dimensionale ale straturilor de izolaţie cu conductivităţi termice diferite, astfel încît să se obţină pierderi minime prin vatra cuvelor de electroliză a aluminiului.

Concluzii

Prin implementarea modelului matematic unidimensional se pune în evidență evoluția parabolică a temperaturii în catodul cuvei de electroliză a aluminiului, care duce la creșterea temperaturii băii electrolitice prin căldura suplimentară produsă în catod ca urmare a efectului Joule. De asemenea, se estimează temperaturile în fiecare strat de izolație a cuvei, valori practic imposibil de măsurat. Prin variantele dimensionale ale straturilor de izolație prezentate în cazul cuvelor de 83 KA și 63 KA, s-a stabilit influența variației dimensiunii straturilor de izolație asupra tuturor parametrilor termici ai cuvelor, implicit a evidențierii variantelor care asigură pierderi termice minime prin vatră.

BIBLIOGRAFIE

[1] Slavin, V.V., Kamenev, B. A. și Bezukladnikova, L.A. *Noi materiale ale învelișului de protecție a căptușelii cuvelor de aluminiu.* În: Țvetnie metalli U.R.S.S. nr., 1, 1983, p. 42—44.

[2] * * * Centrul de Cercetări și Dezvoltare Skanol Skarrebage Molerverk A/S, Nyksbing Mors. *Calculul pierderilor de căldură prin fundul cuvei de electroliză a aluminiului luînd în considerare căldura produsă în catodul de carbon.*

[3] Bălu, Pia, Ciucu, Victoria și Ciucu, I. *Modelarea matematică a aspectelor termice din catodul și straturile izolante ale cuvei de electroliză a aluminiului.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 4 1985, p. 199.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 9, 1985

Reutilarea tehnică a furnalelor de la Combinatul Cerepoveț, p. 5 — Îmbunătățirea funcționării furnalului prin egalizarea repartizării hidrogenului pe secțiunea cuvei, p. 11 — Optimizarea programului de încărcare a furnalului cu ajutorul distribuitorului cu jgheab, p. 16 — Rezistența schipurilor pentru furnale, p. 21 — Elaborarea în convertizoare a oțelului cu crom, de calitate superioară, p. 24 — Procedeul continuu de afinare în jet a metalului, p. 26 — Intensificarea funcționării cuptoarelor Martin, p. 30 — Îmbunătățirea calității lingourilor mari pentru tablă, retopite electric sub zgură, p. 34 — Îmbunătățirea calității lingourilor mari pentru forjare, p. 36 — Principiile conducerii prin dozarea amestecului de încărcătură în cuptoarele de feroaliaje de mare putere, p. 37 — Relevarea unor căi de economie a energiei la fabricarea ferocromului cu conținut scăzut de carbon, cu utilizarea modelării matematice, p. 40 — Fabricarea tablei laminate diferențiate pe grupe de rezistență, p. 43 — Fabricarea și utilizarea laminatelor diferențiate după nivelul proprietăților de rezistență, p. 48 — Livrarea laminatelor cu proprietăți ridicate garantate la C. M. Orsk-Halilovsk, p. 51 — Utilizarea tehnicii laserului în producția de țevi, p. 55 — Prelucrarea mufelor pentru țevile de tip OTTM1 și OTTC1, p. 59 — Introducerea roboților la uzina de calibrare Magnitogorsk, p. 60 — Probleme actuale ale termodinamicii în siderurgie, p. 62 — Elaborarea și asimilarea producției de oțel de înaltă rezistență pentru utilajele de extracție a cărbunelui, p. 65 — Asimilarea producției unui nou oțel termostabil 8H4M4V2F1 — S pentru rulmenți, p. 68 — Stabilirea principalelor caracteristici de rezistență ale oțelului 9HF, p. 71 — Obținerea unei structuri nodulizate în oțelurile hipocutectoide pentru refularea la rece, p. 72 — Controlul grăunților de austenită în oțelurile rapide, p. 74 — Elaborarea unor normative convențional constante în costul producției marfă siderurgice, p. 75 — Optimizarea rezervei de cadre în vederea promovării, p. 77 — Studierea pulverizatorului rotativ pentru călirea țevilor, p. 80 — Pulverizator rotativ pentru răcirea țevilor la călirea și laminarea acestora, p. 84 — Energetica cuptorului electric pentru reducerea minereului, p. 86 — Prevenirea depunerilor în ciclurile de recirculare a apei de la epuratoarele de gaze de la furnale, p. 88 — Căi posibile de modernizare a epurării gazelor de furnal, p. 90 — Colaborarea în utilizarea economică și rațională a resurselor de combustibil-energetice și de materii prime, p. 92.

Przeglad Odlewnictwa, R.P.P., nr. 1 1985

Împachetarea ermetică a prafului de cărbune și a bentonitei, p. 4 — Fabricarea miezurilor la turnătoria WSW Andoria, p. 6 — Instalația de sablare pentru finisarea pieselor pentru motoare la turnătoria WSW Andoria, p. 8 — Tehnologia turnării pieselor pentru motoarele navelor maritime, p. 22 — Producția de piese turnate pentru nave la turnătoria Myszkôv, p. 27.

Przeglad Odlewnictwa, R.P.P., nr. 2, 1985

Optimizarea compoziției chimice și a condițiilor de tratament termic a oțelului manganos turnat pentru a fi întrebuințat la temperaturi scăzute, p. 42 — Experiența firmei „John Defre" (S.U.A.) în domeniul producției de fontă cu grafit vermicular, p. 46 — Producerea pieselor din fontă cu grafit nodular într-o oțelărie, p. 55 — Aplicarea industrială a tehnologiei Flofen, p. 61 — Amoniacul și cianura de hidrogen emise în timpul procesului de descompunere a amestecurilor de formare, p. 66.

Przeglad Odlewnictwa, R.P.P., nr. 3, 1985

Condițiile de solidificare și macrostructura lamelor monocristaline pentru turbinele de gaz, p. 82 — Oțelul inoxidabil cu crom și nichel pentru centralele nucleare, p. 85 — Analiză termică diferențială utilizată la determinarea schimbărilor din timpul procesului de solidificare a aliajului Al-Si-Mg sub influența fosforului, magneziului și sodiului, p. 92 — Efectele aluminiului asupra proprietăților de inoculare ale ferosiliciului, p. 96.

Prelucrarea statistică a rezultatelor încercării la fluaj obținute prin cîteva metode de extrapolare

Dr. ing. Tr. Fleșer
Institutul de sudură și încercări de materiale-Timișoara

CZ: 620.1

Metoda de calcul

Elaborarea unor metode noi de extrapolare a rezultatelor încercării la fluaj se află în atenția cercetătorilor din laboratoarele cu specific în acest domeniu [1] — [3]. Prezentarea unor asemenea metode a făcut obiectul lucrării [4]. Cu acea ocazie au fost prezentate valorile comparative ale rezistenței tehnice de durată pe 6 serii de epruvete utilizînd 8 metode de extrapolare. Valorile astfel determinate sînt reluate în tabelele 1 și 2 și analizate prin mijloacele statisticii matematice.

Pentru o referire mai ușoară la aceste metode se utilizează următoarea simbolizare prescurtată: *LM* — Larson-Miller, *LMc* — Larson-Miller corectată, *SD* — Scherby-Dorn, *MS* — Manson-Succop, *US1*, *US2*, *US3* — metodele U.R.S.S. de extrapolare, R.D.G. — metoda R.D.G. de extrapolare.

În prelucrarea acestor date experimentale se precizează că rezultatele s-au obținut pe epruvete de același tip, în condiții similare de încercare.

Se consideră șiruri de valori experimentale formate din cîte opt elemente, corespunzătoare metodelor de extrapolare utilizate. La fiecare conductă de abur investigată se disting mai multe asemenea șiruri, obținute la trei niveluri de temperatură și trei, respectiv două durate de extrapolare.

Obiectul prezentei lucrări constă în analizarea omogenității acestor șiruri de date experimentale și eventual în evidențierea și sepa-

Tabelul 1

Rezistența tehnică de durată obținută pe patru serii de rezultate (C1 — C4), N/mm²

Marcaj	Metoda de extrapolare	R_r/10 000			R_r/20 000			R_r/30 000		
		793	803	813	793	803	813	793	803	813K
C1	*LM*	118,44	110,73	103,53	110,76	103,48	96,67	106,52	99,46	92,87
	LMc	123,63	115,20	107,53	116,53	108,50	101,03	112,56	104,76	97,51
	SD	121,73	113,48	105,92	114,53	106,76	99,69	110,51	103,02	96,20
	MS	122,70	114,67	107,17	115,44	107,89	100,83	111,39	104,11	97,29
	US1	116,22	108,85	101,96	108,36	101,48	94,84	104,01	97,78	90,99
	US2	127,63	117,52	107,67	119,41	109,41	99,69	114,68	104,75	95,11
	US3	126,45	116,78	107,55	118,68	109,17	100,22	114,11	104,86	96,08
	R.D.G.	138,60	128,48	119,00	133,33	123,48	114,28	130,33	120,68	111,56
C2	*LM*	123,87	114,94	106,65	114,99	106,60	98,82	110,02	102,00	94,50
	LMc	120,33	111,81	103,89	110,92	102,96	95,57	105,76	58,11	91,02
	SD	118,22	109,99	102,46	108,73	101,11	94,28	103,51	96,26	89,68
	MS	119,71	111,60	104,04	110,14	102,68	95,73	104,90	97,79	91,17
	US1	121,48	112,81	104,77	112,24	104,13	96,61	107,16	99,36	92,13
	US2	121,84	111,75	102,05	110,73	100,92	91,54	104,44	94,82	85,64
	US3	120,55	111,23	102,26	110,30	101,50	93,26	104,63	96,11	88,19
	R.D.G.	143,37	132,67	122,76	137,86	127,51	111,79	134,71	124,52	114,94
C3	*LM*	116,40	108,46	101,07	108,51	101,02	94,05	104,14	96,91	90,18
	LMc	122,14	113,47	105,41	114,86	106,63	98,98	110,81	112,82	95,40
	SD	120,32	111,84	104,15	112,96	105,00	97,78	108,86	101,19	94,23
	MS	121,17	112,96	105,22	113,73	105,99	98,17	109,60	102,13	95,17
	US1	114,03	106,43	99,34	105,96	98,77	92,10	101,45	94,55	88,12
	US2	124,11	113,91	104,00	115,50	105,44	95,70	110,56	100,59	90,97
	US3	123,00	113,35	104,18	114,86	105,51	96,66	110,24	101,08	92,42
	R.D.G.	137,74	127,47	117,82	132,40	122,39	113,00	129,35	119,49	110,25
C4	*LM*	118,21	109,77	101,93	109,82	101,88	94,52	105,18	97,53	90,43
	LMc	124,61	115,41	106,87	117,02	108,29	100,21	112,79	104,33	96,50
	SD	122,83	113,88	105,78	115,20	106,81	99,21	110,96	102,87	95,55
	MS	123,86	115,10	106,95	116,14	107,92	100,28	111,84	103,93	96,57
	US1	115,76	107,54	99,99	107,00	99,39	92,33	102,24	94,91	88,12
	US2	127,68	117,20	107,01	119,07	108,72	98,69	114,12	103,83	93,93
	US3	128,55	117,78	107,06	119,69	108,86	98,16	114,53	103,70	93,01
	R.D.G.	142,62	131,40	120,50	136,83	125,70	114,92	133,48	122,41	111,71

Tabelul 2

Rezistența tehnică de durată obținută pe două serii de rezultate (C5, C6), N/mm²

Marcaj	Met. de extrapolare	R_r/10 000			R_r/15 000		
		793	803	813	793	803	813K
C5	*LM*	110,00	105,04	98,72	93,03	85,70	78,96
	LMc	117,50	102,61	96,35	110,38	101,85	92,51
	SD	118,00	108,50	101,85	104,37	100,42	92,40
	MS	119,20	110,45	103,79	104,44	100,68	92,63
	US1	109,82	102,65	96,02	100,27	93,39	87,04
	US2	117,37	108,16	99,18	112,94	103,78	94,87
	US3	116,69	108,02	99,74	112,51	103,97	95,82
	R.D.G.	133,05	123,30	112,97	130,08	120,43	111,19
C6	*LM*	109,41	102,67	96,35	105,44	98,90	92,77
	LMc	115,77	108,23	101,18	112,08	104,70	97,88
	SD	113,80	106,58	99,98	110,08	103,10	96,71
	MS	114,79	107,70	101,09	111,00	104,19	97,80
	US1	107,04	100,61	94,58	102,97	96,75	90,90
	US2	114,99	103,21	91,87	119,28	98,61	87,70
	US3	115,42	103,02	90,80	110,50	98,90	85,90
	R.D.G.	130,15	117,23	104,65	126,25	113,37	100,88

rarea celor care diferă semnificativ. Noțiunea de „evidențiere și separare" a unor metode de extrapolare trebuie înțeleasă în sens statistic, dar în nici un caz nu se va utiliza în practică respectiva metodă.

Conform uzanțelor statisticii matematice, criteriul Chauvenet este în măsură să elucideze această problemă [5]. Pentru aceasta, într-o primă etapă se calculează media aritmetică $\bar{X}$ a șirului format din n valori X_i cu relația :

$$\bar{X} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^{n} X_i \qquad (1)$$

Imediat se stabilesc abaterile X_i ale valorilor individuale ale șirului față de medie :

$$X_i = \bar{X} - X_i \qquad (2)$$

și se face suma pătratelor acestor abateri (S) :

$$S = \sum_{i=1}^{n} X_i^2 \qquad (3)$$

Un element obligatoriu este modulul de precizie, h, care în ipoteza unei distribuții normale a abaterilor se definește prin :

$$h = \sqrt{\frac{n}{2S}} \qquad (4)$$

Pentru a putea calcula abaterea maximă admisă $\tilde{X}$, este necesar ca în funcție de numărul de elemente ale șirului să se determine parametrul (hX). Din [5] rezultă pentru $n = 8$ valoarea (hX) = 1,32. Cu aceste date se poate determina abaterea maximă admisă $\tilde{X}$ din relația :

$$\tilde{X} = \frac{(hX)}{h} \qquad (5)$$

Utilizînd parametrul $\tilde{X}$, se pot determina valorile extreme ale șirurilor de date experimentale :

$$X_M = \bar{X} + \tilde{X} \qquad (6)$$

$$X_m = \bar{X} - \tilde{X} \qquad (7)$$

Corepunzător șirurilor de valori experimentale, în tabelele 3 și 4 sînt cuprinse valorile extreme X_M și X_m.

Se remarcă faptul că unele valori individuale din tabelele 1 și 2 depășesc extremele menționate în tabelele 3 și 4. Conform criteriului Chauvenet, se „separă" metodele ale căror valori ale rezistenței tehnice de durată nu se încadrează în intervalele calculate. Rezistența tehnică de durată obținută prin metoda R.D.G. se situează peste valoarea X_M, la toate marcajele și condițiile de extrapolare. Deci această metodă se „separă" pentru calculele ulterioare.

Calculul se reia pentru șirurile de șapte valori, calculînd parametrii din relațiile (1)—(7). În urma calculării din nou a valorilor extreme, se constată că în unele cazuri există valori ale

Tabelul 3

Valorile extreme în șirurile de opt valori la marcajele C1 și C4

Marcaj	Rezistența de durată, N/mm² T, K	R_r/10 000			R_r/20 000			R_r/30 000		
		793	803	813	793	803	813	793	803	813
C1	X_M	136,42	126,10	116,43	130,31	120,33	111,06	126,76	117,03	108,13
	X_m	112,42	105,31	98,60	103,91	97,19	90,75	99,26	92,81	86,13
C2	X_M	137,86	127,67	118,22	131,40	131,63	112,60	127,73	118,26	109,30
	X_m	109,47	101,54	94,00	97,55	90,20	83,27	91,06	83,97	77,49
C3	X_M	134,81	124,48	114,11	128,59	118,67	109,56	125,12	115,40	106,59
	X_m	107,90	102,48	96,16	101,09	94,00	87,19	96,11	89,27	82,59
C4	X_M	139,84	128,57	117,65	133,31	122,20	111,57	129,43	118,53	106,29
	X_m	112,15	103,42	96,36	101,88	94,70	88,10	96,84	89,84	85,17

Tabelul 4

Valorile extreme în şirurile de opt valori la marcajele C5 şi C6

Marcaj	Rezistenţa de durată, N/mm² T, K	R_r/10 000			R_r/15 000		
		793	803	813	793	803	813
C5	X_M	130,23	120,09	110,58	127,83	118,44	107,55
	X_m	105,16	97,08	91,55	90,40	83,89	78,78
C6	X_M	127,16	115,03	106,16	123,07	111,68	103,20
	X_m	103,16	97,26	88,95	99,06	92,73	84,35

rezistenţei tehnice de durată în afara acestor limite. Reluarea metodologiei prezentate a fost necesară de mai multe ori pentru unele şiruri de valori, „evidenţiind şi separînd" succesiv metodele de extrapolare ale căror valori nu se încadrează între noile valori extreme recalculate. În final, s-a ajuns la „evidenţierea şi separarea" din şirurile de valori ale metodelor de extrapolare cuprinse în tabelele 5 şi 6. La marcajul *C5* pentru $R_{r/813/15000}$, au fost separate succesiv cinci metode. Totuşi, nici după aceasta celelalte trei metode rămase nu s-au încadrat între valorile extreme X_M şi X_m. În consecinţă, calculul ar fi trebuit continuat. Întrucît, chiar cu trei valori în acest şir, nu mai poate fi continuat calculul statistic, a fost „separat" întregul şir de valori din calculele ulterioare.

Presupunînd în continuare că în şirurile de valori au rămas metode omogene, se preiau valorile $\bar{X}$ — media aritmetică (1) şi h — modulul de precizie (4), calculînd valoarea cea mai probabilă a mărimii care trebuie determinată (V_E), la nivelul de probabilitate de 68,3 %, cu relaţiile :

$$V_{E+} = \bar{X}\,(1 + \varepsilon_p \cdot 10^{-2}) \qquad (8)$$

$$V_{E-} = \bar{X}\,(1 - \varepsilon_p \cdot 10^{-2}) \qquad (9)$$

în care eroarea relativă probabilă (ε_p) este :

$$\varepsilon_p = \frac{p}{\bar{X}} \cdot 100\,\% \qquad (10)$$

iar

$$p = \frac{0{,}477}{h} \qquad (11)$$

Valorile corespunzătoare lui V_{E+} şi V_{E-} au fost astfel calculate pentru rezultatele corespunzătoare metodelor rămase în calcul. Metodele cuprinse în tabelele 7 şi 8 se situează în afara limitelor acestui interval.

Tot cu ajutorul caracteristicii h se determină abaterea standard (σ) :

$$\sigma = \frac{1}{\sqrt{2}\cdot h} \qquad (12)$$

Tabelul 5

Metodele de extrapolare care nu se încadrează între x_M şi x_m la marcajele C1–C4

Extrapolare / Marcaj	R_r/10 000			R_r/20 000			R_r/30 000		
	793	803	813	793	803	813	793	803	813, K
C1	*US*1 R.D.G.	R.D.G.	R.D.G.	R.D.G.	*LM*, *US*1 R.D.G.	*LM*, *US*1 R.D.G.	R.D.G.	*LM*, SD *US*1, R.D.G.	R.D.G.
C2	R.D.G.	*LM*, R.D.G.	*LM*, R.D.G	*LM*, R.D.G.	*LM*, R.D.G,	R.D.G.	*LM*, R.D.G.	*LM*, R.D.G.	R.D.G.
C3	R.D.G.	*LM*, *US*1 R.D.G.	*LM*, *US*1. R.D.G.	*US*1, R.D.G.	*LM*, *US*1 R.D.G.	R.D.G.	*LM*, *US*1 R.D.G.	*LM*, *US*1 R.D.G.	R.D.G.
C4	R.D.G.	R.D.G.	*LM*, *SD* *US*1, R.D.G.	R.D.G.	*LM*, *SD* *US*1, R.D.G.	*LM*, *US*1 R.D.G.	*LM*, *US*1 R.D.G.	*LM*, *SD* *US*1, R.D.G.	R.D.G.

Tabelul 6

Metodele de extrapolare care nu se încadrează între x_M şi x_m la marcajele C5 şi C4

Extrapolare / Marcaj	R_r/10 000			R_r/15 000		
	793	803	813	793	803	813K
C5	*LM*, *US*1 R.D.G.	R.D.G.	R.D.G.	*LM*, *US*1 R.D.G.	*LM*, *US*1 R.D.G.	*LM*, *US*1, *US*2, *US*3, R.D.G. *
C6	*LM*, *SD* *US*1, R.D.G.	R.D.G.	R.D.G.	*LM*, *LMc* *US*1, R.D.G.	R.D.G.	R.D.G.

* calculul pentru eliminare ar fi trebuit continuat

Tabelul 7

Metodele de extrapolare care nu se încadrează între V_{E+} și V_{E-}, la mărcile C1 – C4

Marcaj	Extrapolare Caracteristica	R_r/10 000			R_r/20 000			R_r/30 000		
		793	803	813	793	803	813	793	803	813,K
C1	n	6	7	7	7	5	5	7	4	7
	V_{E+}	*US2, US3*	*US2, US3*	*LMc, US2 US3*	*US3*	*US2, US3*	*LMc, MS*	*US2,US3*	*US3 MS*	*LMc, MS LM, US1*
	V_{E-}	*LM*	*LM, US1*	*LM, US1*	*LM, US1*	—	—	*LM,US1*	—	*LMc*
	L_M	*US2, US3*	*US2*	—	*US3*	—	—	*US2*	*MS*	*US1*
	L_m	*LM*	*LM, US1*	*LM, US1*	*LM, US1*	—	—	*LM,US1*	6	7
C2	n	7	6	6	6	6	7	6	*US1*	*LMc, MS,*
	V_{E+}	*LM*	—	*US1*	—	*US1*	*LM, US1*	—		*US1*
	V_{E-}	*SD, MS*	*SD*	*SD, US2 US3*	*SD*	*SD, US2 US3*	*US2, US3*	*SD*	*SD, US2 US3*	*US2, US3*
	L_M	*LM*	—	—	—	—	*LM*	—	—	*LMc*
	L_m	*SD*	*SD*	*US2*	*SD*	*US2*	*US2*	*SD*	*US2*	*US2*
C3	n	7	5	5	6	5	7	5	5	7
	V_{E+}	*US2, US3*	*US2*	*LMc, MS*	*US2*	*LMc*	*LMc,MS*	*LMc,US2*	*LMc*	*LMc, MS*
	V_{E-}	*LM, US1*	*SD*	*SD, US2*	*LM*	*SD*	*LM,US1*	*SD*	*US2*	*LM, US1*
	L_M	*US2,*	—	*LMc*	—	*LMc*	*LMc,MS*	*LMc*	*LMc*	*LMc*
	L_m	*LM, US1*	—	—	*LM*	*SD*	*US1*	*SD*	*US2*	*US1*
C4	n	7	7	4	7	4	5	5	4	7
	V_{E+}	*US3*	*US3, US2*	*US3*	*US3*	*US2,US3*	*LMc,MS*	*US2,US3*	*LMc*	*LMc, SD,MS*
	V_{E-}	*LM, US1*	*LM, US1*	*MS*	*LM, US1*	*MS,*	*US2,US3*	*SD,MS*	*US3*	*LM, US1*
	L_M	*US3*	*US3*	*US3*	*US3*	*US3*	*LMc,MS*	*US3*	*LMc*	*LMc, MS*
	L_m	*LM, US1*	*LM, US1*	*MS*	*LM, US1*	*MS*	*US3*	*SD*	*US2*	*LM, US1*

Tabelul 8

Metodele de extrapolare care nu se încadrează între V_{E+} și V_{E-} la mărcile C5 – C6

Marcaj	Extrapolare Caracteristica	R_r/10 000			R_r/15 000		
		793	803	813	793	803	813,K
C5	n	5	7	7	5	5	exclus
	V_{E+}	*MS*	*SD, MS*	*SD, MS*	*US2, US3*	*US2, US3*	—
	V_{E-}	*US3*	*LMc, US1*	*LMc, US1*	*SD, MS*	*SD, MS*	—
	L_M	*MS*	*MS*	*MS*	*US2, US3*	*US2, US3*	—
	L_m	*US3*	*LMc, US1*	*LMc, US1*	*SD, MD*	*LMc, SD,MS*	—
C6	n	4	7	7	4	7	7
	V_{E+}	*LMc*	*LMc, SD*	*LMc,SD,MS*	—	*LMc,SD,MS*	*LMc,SD,MS*
	V_{E-}	*MS*	*US1*	*US2, US3*	*SD*	*US1*	*US2, US3*
	L_M	*LMc*	*LMc, SD*	*LMc, MS*	—	*LMc, MS*	*LMc, MS*
	L_m	*MS*	*US1*	*US2, US3*	*SD*	*US1*	*US2, US3*

Acest parametru este necesar pentru a stabili limitele L_M și L_m în care probabilitatea de a găsi valoarea unei determinări a rezistenței tehnice de durată este de 68,3 %. Intervalul menționat este definit de relațiile:

$$L_M = \bar{X} + \sigma \qquad (13)$$

$$L_m = \bar{X} - \sigma \qquad (14)$$

Metodele de extrapolare care au condus la valori ale rezistenței tehnice de durată în afara intervalului astfel determinat sînt menționate în tabelele 7 și 8. În aceleași tabele sînt menționate de asemenea numărul n de metode utilizate după separarea lor conform relațiilor (1)–(7).

Calculul valorii L_0 sub care nu este probabil (probabilitate practic nulă) de a găsi valori ale mărimii măsurate se calculează pe baza valorii (hX) căreia îi corespunde probabilitatea de 99,99 %. Reluînd parametrul h, se determină abaterea maximă:

$$X_M = \frac{2{,}7}{h} \qquad (15)$$

În acest mod se calculează parametrul L_0:

$$L_0 = \bar{X} - X_M \qquad (16)$$

pentru a avea siguranța că mărimea determinată nu va avea valori sub cea astfel calculată. Într-adevăr la nici un șir de rezultate nu s-au găsit valori sub nivelul calculat. În consecință în tabelul 5 nu a fost cazul să mai fie cuprins acest parametru.

2. Analiza rezultatelor

Problema principală a prelucrării rezultatelor a vizat analiza omogenității metodelor de extrapolare pentru încercarea la fluaj. Se relevă faptul că, pentru cele șase marcaje în discuție, s-a dispus de 384 valori individuale ale rezistenței tehnice de durată. S-au înregistrat 335 de cazuri de depășiri ale limitelor stabilite. Procentual, aceasta se ridică la 87,23 %.

Detaliind această situație pentru metodele de extrapolare utilizate cu ajutorul parametrilor statistici apare repartizarea din tabelele 9 și 10.

După prima determinare a valorilor extreme X_M și X_m, metoda R.D.G. s-a situat în afara intervalului. Deci, a fost înregistrat un număr maxim de separări la această caracteristică statistică. Evident, metoda nu a mai participat la prelucrările statistice ulterioare.

Metodele *US*1 și apoi *LM* s-au situat în multe cauri sub limita X_m, iar celelalte metode au înregistrat un număr relativ scăzut de „eliminări" datorită caracteristicii $X_{M,m}$.

Valoarea cea mai probabilă a mărimii care trebuie determinată $V_{E\pm}$ a fost depășită la limita superioară în primul rînd de metoda *LMc*, urmată de metodele *US*2, *US*3. Sub limita inferioară se află din nou metodele *LM* și *US*1 la care se adaugă și metoda *SD*. De remarcat prezența și în această situație a metodelor *US*2 și *US*3, cu toate că au avut situații de depășire și a limitei superioare. Se poate afirma că metodele *US*2 și *US*3, din punctul de vedere al caracteristicii $V_{E\pm}$, nu au o tendință constantă de a se situa într-o anumită zonă a intervalului determinat.

Poziția metodelor *LMc* și *US*3 nu s-a modificat semnificativ nici față de caracteristica *LM*, pe care au depășit-o de 15, respectiv 10 ori. În schimb, metoda *US*2 s-a aflat de un număr sensibil mai mare de ori între limitele $L_{M,m}$ decît între $V_{E\pm}$. Această situație este regăsită și la metoda SD.

În schimb, la metoda *US*1 apare chiar o creștere a numărului de depășiri ale limitelor $L_{M,m}$ față de limitele $V_{E\pm}$, ceea ce nu s-a mai constatat la nici o metodă utilizată.

O asemenea modificare a situației a făcut ca metoda *US*1 să depășească în total cu 17,29% limitele intervalelor statistice din numărul total de depășiri de limite (tab. 10). Această metodă este urmată de metoda *LM*. Metoda R.D.G., care a fost separată după prima determinare a intervalului $X_{M,m}$, se situează după metodele *US*1 și *LM*, avînd totuși 14,32 % depășiri ale limitelor. Unele considerente privind valorile rezistențelor tehnice de durată obținute prin metoda R.D.G., dar și prin alte metode, au fost exprimate în [4].

Metodele *LMc*, *SD*, *US*2 și *US*3 au avut aproximativ același număr de depășiri ale limitelor, luate global (11 $\pm$ 0,63 %). De remarcat că metoda *MS* s-a situat de cele mai multe ori în limitele intervalelor, avînd cel mai mic număr de depășiri ale acestora (7,75 %).

Tabelul 9

Numărul depășirilor de limite ale metodelor de extrapolare

Metoda de extrapolare Caracteristica	*LM*	*LMc*	*SD*	*MS*	*US*1	*US*2	*US*3	R.D.G.
X_M	7	1	5	—	—	1	1	48
X_m	18	—	—	—	21	—	—	—
V_{E+}	2	18	7	8	4	14	14	—
V_{E-}	13	2	12	8	12	10	9	—
L_M	2	15	1	8	5	6	10	—
L_m	10	3	10	2	16	8	4	—

Tabelul 10

Exprimarea cumulată procentuală pe tipuri de caracteristici a depășirilor de limite, %

Metoda de extrapolare Caracteristica	*LM*	*LMc*	*SD*	*MS*	*US*1	*US*2	*US*3	R.D.G.
$X_{M,m}$	7,46	0,29	1,49	—	6,26	0,29	0,29	14,32
$V_{E\pm}$	4,47	5,97	5,67	4,77	4,77	7,16	6,86	—
$L_{M,m}$	3,58	5,37	3,28	2,98	6,26	4,17	4,17	—
	15,51	11,63	10,44	7,75	17,29	11,62	11,32	14,32

Concluzii

Din analiza prezentată, este posibilă o ordonare a metodelor de extrapolare, în funcție de situarea lor între sau în afara limitelor intervalelor statistice. În acest stadiu al cunoștințelor despre rezultatele preliminate și efective ale rezistenței tehnice de durată obținute prin metodele de extrapolare disponibile este prematur să se renunțe la o anumită metodă, dar este de asemenea neindicat să se utilizeze numai o singură metodă.

Preocupările de a dezvolta noi metode de exploatare, așa cum s-a prezentat în [2], [3], trebuie să fie finalizate pentru a permite coroborarea corespunzătoare a rezultatelor. Abia după această etapă ar putea fi pusă problema orientării spre selectarea metodelor de extrapolare.

Noțiunile și formulările utilizate trebuie considerate numai din punct de vedere statistic. Diferențele obținute între rezultatele diferitelor metode de extrapolare își au originea în primul rînd în premisele inițiale care stau la baza fiecărei metode.

BIBLIOGRAFIE

[1] Cranacher, I. *Zur Extrapolation der Zeistandfestigke it warmfester Stähle.* Dr. ing. diss. 1967, TU Darmstadt.

[2] * * * *Aprecierea comparativă a exactității metodelor de prelucrare și extrapolare a datelor obținute la încercările la fluaj.* Metode aplicate în țările membre C.A.E.R. Dare de seamă la tema 22.06.K, Varna, 1984.

[3] * * * *Cazane, turbine și conducte. Metode de determinare a rezistenței la temperaturi înalte a metalelor.* Normă tehnică de ramură OST 108.901.78, U.R.S.S.

[4] Fleșer, T. și Brudiu, I. *Comparație între rezultatele încercării la fluaj utilizînd mai multe metode de extrapolare.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 11, 1985, p. 572.

[5] Worthing, G. *Prelucrarea datelor experimentale,* Editura tehnică, București, 1959.

REVISTA REVISTELOR

Öntöde, R.P.U, nr. 1, 1985

100 de ani de turnare a oțelului la Diösgyör (II), p. 1.

Öntöde, R.P.U.. nr, 2, 1985

Îmbunătățirea calității fontelor tratate cu elemente de pămînturi rare, p. 25 — Proprietățile materialelor de acoperire pe bază de alumină p. 32 — Condițiile optime de turnare sub presiune a pieselor, p. 37 —

Öntöde, R.P.U., nr. 3, 1985

Analiza metalurgică a legăturii Al—Fin a pistoanelor din aluminiu cu pastile din Ni-Resist, p. 49 — Defectele de turnare datorate modului de pregătire a amestecurilor cu nisip crud liate cu bentonită, p. 57 — Fabricarea anozilor activi pe bază de Mg, p. 61.

Öntöde, R.P.U., nr. 4, 1985

Compararea diverselor metode de tratare a fontei cu grafit sferoidal, p. 73 — Aplicarea termoviziunii și a metodei analogiei electrice pentru determinarea distribuției temperaturii în formele pentru turnarea sub presiune, p. 82.

Öntöde, R.P.U., nr. 5, 1985

Efectul creșterii volumului la procesele de egalizare a concentrației în timpul cristalizării eutectice a fontelor, p. 97 — Principiile fizice și chimice ale metalurgiei fontei sintetice topite într-un cuptor cu inducție, p. 100 — Determinarea valorilor optime pentru turnarea sub presiune a unor aliaje, p. 104.

Öntöde, R.P.U., nr. 6, 1985

Studiul comparativ al rezistenței fontei cu grafit cvasivermicular la tensiune termică ciclică, p. 121 — Sistemul de măsură al VASKUT (Institutul pentru metalurgia fontei) pentru procesele de turnare (Quadriquant—VK), p. 126 — Studiul calității pieselor turnate din alamă prin teste tehnologice, p. 131 — Metode de protecția mediului înconjurător elaborate la Soproni Vasöntöde, p. 135.

Öntöde, R.P.U., nr. 7, 1985

Situația și posibilitățile modernizării tehnologice a industriei de turnare din Ungaria, p. 145 — Rezultatele obținute în domeniul producției de materiale chimice pentru turnătoriile din R.P.U., p. 148 — Studiul distribuției grafitului sferoidal cu ajutorul aparatului de analiză Epiquant, p. 153 — Modelarea în R. P. Ungaria, p. 156 — Problema protecției muncii și a mediului înconjurător și elaborarea unui nou amestec de formare, p. 160.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 9, 1985

Produse termoizolatoare înalt refractare pe bază de fibre oxidice policristaline, p. 4 — Estimarea rezistenței și a sensibilității la fisurare a refractarelor, p. 11 — Interconexiunea parametrilor care stabilesc calitatea refractarelor cu liant de rășină, p. 14 — Rezistența termică și proprietățile mecanice ale materialelor refractare pe bază de dioxizi de zincroniu și ceriu cu structură granulată în straturi, p. 15 — Creșterea eficienței de utilizare a materiei prime de magnezită, p. 18 — Îmbunătățirea calității periclazului în procesul de topire, p. 21 — Unele particularități de fabricație a produselor din corindon cu gabarit mare, p. 24 — Liant din silicat de sodiu pentru fabricarea cărămizilor din beton magneziospinelic cu gabarit mare, formate prin vibrații, p. 27 — Experiența funcționării hidrostatelor, p. 30 — Instalație automată pentru extragerea de pe presă și încărcarea produselor cromomagnezitice, pe vagoneți cu rafturi, p. 33 — Analiza stării termice și de tensiune a cărămizilor refractare ceramice prin metoda elementelor finite, p. 34 — Căptușeala refractară detașabilă a clapetelor de la cuptoarele de încălzire, p. 37 — Ștamparea prin vibrație a căptușelii monolit la oalele pentru turnarea oțelului, p. 40 — Învelișuri din cuarț ale rolelor pentru cuptoarele de recoacere a oțelurilor pentru dinam, p. 42 — Interacțiunea produselor de șamotă și din corindon cu liant de cordierit cu oxizi de fier, p. 44 — Organizarea muncii în acord global și stimularea muncii la Combinatul de dolomită Seversk, p. 46— Utilizarea metodei de planificare a experimentului la executarea epruvetelor standard pentru permeabilități la gaze a cărămizilor refractare, p. 48 — Torcretarea cu flacără a căptușelii convertizoarelor cu oxigen, cu utilizarea combustibilului lichid, p. 53 — Influența compoziției chimice și a tratamentului termic asupra caracteristicilor fibrelor de sticlă din silicat de aluminiu, p. 58 — Influența tripolifosfatului de sodiu asupra proprietăților betoanelor cu conținut mare de alumină, p. 59.

Considerații privind îmbunătățirea proprietăților de liere a bentonitelor

ing. Gh. Simionescu și
chim. Maria-Ana Cazan
F.U.P.S.I.C. — Focșani

CZ: 621.74.041

Cercetările întreprinse în scopul ameliorării calitative a bentonitelor pînă în prezent au permis trasarea unor linii principale de acțiune, după cum urmează:

1 — sporirea cantității de bentonită din amestec;

2 — tratamente chimice, schimbarea naturii chimice a cationului adsorbit (activare);

3 — folosirea adaosurilor tensioactive;

4 — superfinisarea mecanică a granulației bentonitelor (supermicronizare);

5 — tratamente termice ale bentonitelor;

6 — tratamente magnetice sau cu ultrasunete ale apei de umectare a amestecului sau a soluției pseudocoloidale bentonită-apă;

7 — combinarea metodelor de ameliorare enumerate.

Majoritatea turnătoriilor, în vederea ameliorării proprietăților de rezistență ale amestecurilor de formare, recurg la creșterea cantităților de bentonită, aceasta fiind metoda cea mai ușor de aplicat.

Încercările efectuate în R.S.R. merg pe linia combinării a două, trei sau chiar mai multor procedee de îmbunătățire a calității bentonitelor.

Scopul principal al acestor cercetări îl constituie creșterea capacității de liere a bentonitelor, caracterizată prin creșterea rezistenței la compresiune la crud (R_{cc}), ceea ce aduce după sine îmbunătățirea tuturor celorlalte proprietăți care se manifestă în amestecurile de formare.

Experimentările s-au efectuat pe patru tipuri de bentonite românești pentru turnătorie, provenite din zăcămintele de Valea Chioarului, Orașul Nou, Oarda Ciugud și Gura Sada, iar concluziile asupra rezultatelor acestora sînt expuse în cele ce urmează:

1. Cercetări privind îmbunătățirea calității bentonitei de Valea Chioarului și amestecului de 70% Valea Chioarului și 30% Orașul Nou, prin condiționare cu extract bazic de lignit (EBL).

Cercetările de laborator au demonstrat posibilitatea utilizării *EBL* la condiționarea amestecului de 70% bentonită de Valea Chioarului și 30% bentonită de Orașul Nou.

Acțiunea pozitivă a *EBL* se bazează pe conținutul său de 14—20% humat de sodiu care acționează ca dispersant și pe excesul de alcalinitate (pH = 10,5 — 11) care activează bentonitele calcice.

Bentonita de Orașul Nou este calcică, cu capacitatea de schimb de Na^+ sub 2 mval/100 g, iar bentonita de Valea Chioarului este sodică, cu capacitatea de schimb de Na^+ de minimum 55 mval/100 g.

Efectuînd condiționarea cu *EBL* s-a constatat că îmbunătățirea calității produsului finit se poate obține prin:

- creșterea fineții de măcinare (rest total pe sita 0,063) . . max. 15%;
- creșterea proporției bentonitei de Orașul Nou . . . . . peste 30%;
- micronizarea *EBL* (rest pe sita 0,063) . . . . . max. 15%;
- menținerea conținutului *EBL*, raportat la produsul finit la valorile . . . . . 3,5—4,5%;
- consum specific de materie primă . . . . . 2,0—2,1 t/t.

În urma condiționării, s-a pus în evidență creșterea rezistenței la compresiune în stare crudă cu 15%, a rezistenței la tracțiune în strat umed cu 50%, iar a rezistenței la compresiune la uscat cu 11%.

2. Cercetările privind îmbunătățirea calității amestecului de bentonite de Valea Chioarului și de Orașul Nou prin activare în stare uscată cu carbonat de sodiu anhidru (Na_2CO_3 *anh*).

Carbonatul de sodiu, în cantități variabile, a fost introdus concomitent cu bentonita în moara de micronizare, în proporție de 2—2,3%, față de produsul finit.

S-a pus în evidență influența gradului de micronizare și a raportului de bentonită Valea Chioarului: Orașul Nou asupra rezistenței la compresiune în stare crudă (R_{cc}).

S-a realizat obținerea unor bentonite de calitate (R_{cc} = 8,2 N/cm²) în următoarele condiții:

- proporția bentonitei de Orașul Nou în amestecul alimentat min. 50%;
- finețea de măcinare a produsului finit (rest pe sita 0,063) . . max. 15%;
- conținutul de Na_2CO_3 în produsul finit . . . . . 2—2,5%;
- consumul specific de materie primă . . . . . 2,0—2,1 t/t.

S-a constatat că se obțin rezistențe la compresiune sporite ale bentonitei activate odată cu creșterea gradului de micronizare a acesteia, aceasta ducînd la înrăutățirea indicatorilor economici ai instalației de preparare.

Practic, însă, există posibilitatea reducerii consumului specific de bentonită activată în amestec cu min. 30%, ceea ce compensează dezavantajele economice legate de creșterea fineții de măcinare. De asemenea, cheltuielile

legate de activarea în sine sînt neglijabile și nu duc la creșterea prețului produsului finit, reducîndu-l chiar în cazul folosirii Na_2CO_3, mai ales la activarea bentonitelor scumpe.

Ca un efect net pozitiv s-a constatat și creșterea calității pieselor turnate.

3. Cercetări privind activarea umedă în pastă cu Na_2CO_3 anhidru a bentonitei de Orașul Nou.

S-au efectuat încercări privind prelucrarea în pastă a bentonitei brute de Orașul Nou și înglobarea directă a pastelor în amestecuri cu nisipul, determinîndu-se apoi rezistența la compresiune la crud a amestecurilor.

Din bentonita brută de Orașul Nou aflată la umiditatea de zăcămînt, concasată la max. 5 mm, s-au preparat paste de diverse umidități și conținuturi de Na_2CO_3 cu ajutorul unui malaxor de laborator.

Timpul de malaxare a fost de 20 min. Umiditatea pastelor a variat între 26 și 44%, iar conținutul de Na_2CO_3 față de bentonită a fost de 1,5, respectiv 3%. Din pastele obținute și nisip de Aghireș, sort 0,1—0,2 mm, s-au preparat amestecuri conform metodei STAS 9484/3—74, prelungindu-se timpul de amestecare la 12 min, și s-au determinat valorile R_{cc}.

Cantitatea de pastă înglobată s-a ales în așa fel încît conținutul de bentonită al amestecurilor să se mențină la valoarea constantă de 5%, iar conținutul de apă să varieze în limitele 1,8—4,0%.

Rezultatele activării umede în pastă sînt redate în figurile 1 și 2.

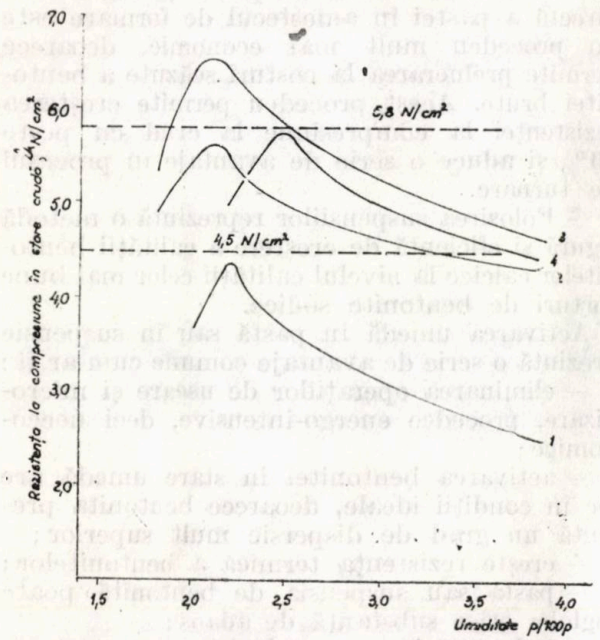


Fig. 1. Rezistența la compresiune în stare crudă a bentonitei de Orașul Nou preparate în pastă cu înglobarea directă a pastei în amestecul de formare:
1 — bentonită brută preparată în pastă (timp de amestecare cu nisipul 8 min); *2* — bentonită brută preparată în pastă (timp de amestecare cu nisip 12 min); *3* — bentonită brută activată în pastă cu 1,5% Na_2CO_3; *4* — bentonită brută activată în pastă cu 3% Na_2CO_3

R_{cc} va crește odată cu creșterea timpului de malaxare de la 8 la 12 min (curba *2* față de curba 1). Omogenizarea are loc mai greu, deoarece bentonita, la conținuturi scăzute de umiditate, devine foarte vîscoasă.

Folosirea unui conținut de 3,0% Na_2CO_3, față de 1,5% Na_2CO_3, la activarea în pastă, generează fenomene de supraactivare, scăderea R_{cc} și creșterea umidității optime (curba *4* față de curba *3*).

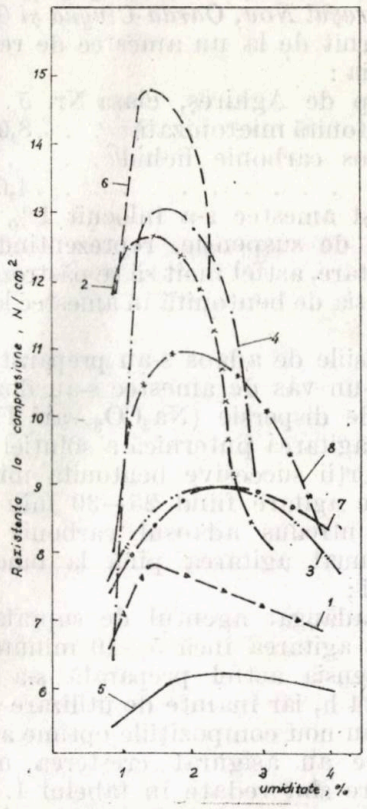


Fig. 2 Variația rezistenței la compresiune a amestecului de formare în funcție de umiditate și modul de dispersare-activare a bentonitei:
1 — preparat cu 8% bentonită micronizată de Oarda Ciugud; *2* — împrospătat cu 1% emulsie de bentonită Oarda Ciugud, activată cu 6% Na_2CO_3; *3* — preparat cu 8% bentonită micronizată de Orașul Nou; *4* — împrospătat cu 1% emulsie de bentonită de Orașul Nou, activată cu 6% Na_2CO_3; *5* — preparat cu 9% bentonită micronizată de Gura Sada; *6* — împrospătat cu 1% emulsie de bentonită Gura Sada activată cu 6% TPF; *7* — preparat cu 8% bentonită micronizată de Valea Chioarului; *8* — împrospătat cu 1% emulsie de bentonită de Valea Chioarului, fără activare

Din datele experimentale, se poate constata că bentonita brută prelucrată în pastă are rezistențe la compresiune în stare crudă superioare bentonitelor micronizate, prelucrate după procedeul uscat, în timp ce umiditatea optimă scade.

De asemenea, activarea în pastă — la umiditatea de zăcămînt — nu prezintă avantaje deosebite față de activarea uscată, dacă bentonita a fost prelucrată în continuare prin uscare și micronizare. Fenomenul se datorește faptului

că bentonita, odată uscată, datorită agregării particulelor coloidale, nu-şi mai atinge gradul iniţial de dispersie în condiţiile preparării amestecurilor de formare pentru turnătorie. Dezagregarea totală a particulelor nu poate avea loc decît în anumite condiţii de umiditate şi amestecare, condiţii oferite de prepararea bentonitelor sub formă de pastă şi suspensie apoasă.

4. Cercetări privind activarea umedă în suspensie cu carbonat de sodiu Na_2CO_3 *şi tripolifosfat de sodiu (TPF)*—$Na_5P_3O_{10}$ *a bentonitelor de Oraşul Nou, Oarda Ciugud şi Gura-Sada.*

S-a pornit de la un amestec de referinţă cu compoziţia :

— nisip de Aghireş, clasa Nr. 5 . . . 90,5 %;
— bentonită micronizată . . . 8,0 %;
— adaos carbonic lichid . . . . 1,5 %;
— apă . . . . . 4,0 %.

În acest amestec s-a înlocuit 1 % bentonită cu adaos de suspensie, reprezentînd doza de împrospătare, astfel încît să se păstreze constantă proporţia de bentonită în amestec la valoarea de 8 %.

Suspensiile de adaos s-au preparat astfel :

— într-un vas de amestec s-au dozat apa şi agentul de dispersie (Na_2CO_3 sau TPF);

— sub agitarea puternică a soluţiei s-a adăugat în porţii succesive bentonita micronizată, durata de agitare fiind 25—30 min;

— s-a introdus adaosul carbonic lichid şi s-a continuat agitarea pînă la omogenizarea suspensiei;

— s-a adăugat agentul de suprafaţă şi s-a continuat agitarea încă 5—10 minute;

— suspensia astfel preparată s-a depozitat timp de 24 h, iar înainte de utilizare s-au omogenizat din nou compoziţiile optime ale suspensiilor care au asigurat creşterea maximă a R_{cc} şi care sînt redate în tabelul 1.

Valorile comparative ale rezistenţelor la compresiune la crud sînt redate în tabelul 2.

Se constată că TPF şi carbonatul de sodiu au o acţiune energică de activare-dispersare a bentonitelor în suspensii apoase, asociată cu folosirea adaosului carbonic lichid, iar în-

Tabelul 1

Denumirea componenţilor	U/M	Felul bentonitei			
		Oraşul Nou	Oarda Ciugud	Gura-Sada	Valea Chioarului
Bentonită	%	40	40	29	25
Apa	%	49,4	49,4	61,7	67
Na_2CO_3	%	2,6	2,6	—	—
TPF	%	—	—	1,3	—
Adaos carbonic lichid	%	8	8	8	8
Agent tensioactiv	P/100p	0,03	0,03	0,03	0,03

Tabelul 2

Felul bentonitei	Amestec de bază		Amestec împrospătat cu suspensie		
	R_{cc}	Umiditate optimă	R_{cc}	Umiditate optimă	Creştere R_{cc}
	N/cm²	%	N/cm²	%	%
Oraşul Nou	8,9	2,25	13,0	1,8	46,0
Oarda Ciugud	7,8	1.5	12,7	1,5	62,8
Gura-Sada	6,1	2,5	15,5	1,8	154,0
Valea Chioarului	9,0	2,5	10,9	2,0	21.1

globarea suspensiilor în amestecul de formare îmbunătăţeşte considerabil proprietăţile acestora, măreşte R_{cc} cu 46—154,0 % şi reduce umiditatea optimă cu 0,4—0,7 %.

5. Concluzii generale asupra activării uscate şi umede în pastă sau suspensie a bentonitelor.

— O îmbunătăţire substanţială a capacităţii de liere, exprimată prin rezistenţa la compresiune la crud, prin activare uscată este posibilă numai odată cu creşterea gradului de micronizare şi a selectivităţii micronizării, ceea ce duce la scăderea capacităţii instalaţiei de obţinere a bentonitelor activate la scară industrială; s-a constatat reducerea consumului de bentonită şi creşterea calităţii pieselor turnate, ceea ce compensează dezavantajele economice legate de creşterea gradului de micronizare.

— Activarea umedă în pastă şi înglobarea directă a pastei în amestecul de formare este un procedeu mult mai economic, deoarece permite prelucrarea la costuri scăzute a bentonitei brute. Acest procedeu permite creşterea rezistenţei la compresiune la crud cu peste 50 % şi aduce o serie de avantaje în procesul de turnare.

— Folosirea suspensiilor reprezintă o metodă sigură şi eficientă de creştere a calităţii bentonitelor calcice la nivelul calităţii celor mai bune sorturi de bentonite sodice.

Activarea umedă în pastă sau în suspensie prezintă o serie de avantaje comune cum ar fi :

— eliminarea operaţiilor de uscare şi micronizare, procedee energo-intensive, deci neeconomice;

— activarea bentonitei în stare umedă are loc în condiţii ideale, deoarece bentonita prezintă un grad de dispersie mult superior;

— creşte rezistenţa termică a bentonitelor;

— pasta sau suspensia de bentonită poate înglobă orice substanţă de adaos;

— îmbunătăţirea proprietăţilor amestecurilor de formare : creşterea rezistenţei mecanice, reducerea umidităţii optime, creşterea permeabilităţii optime;

— îmbunătăţirea calităţii pieselor turnate;

— reducerea noxelor din zona de preparare a amestecurilor de formare.

Prof. dr. ing. C. Wanyorek
Universitatea din Brașov

Gradul de umplere a porilor intergranulari și proprietățile amestecurilor granulare plastice

CZ: 621.742

Amestecurile granulare plastice au aplicații importante în multe domenii tehnice, printre care și ca amestecuri (materiale) de formare în turnătorii.

Amestecurile de formare sînt alcătuite din masa granulară pură (desprăfuită), care constituie scheletul material, baza de referință și de calcul a întregului, pe de o parte, la care se adaugă, pe de altă parte, liantul.

Liantul, împreună cu fracțiunea granulară cea mai fină, tava, praful (pe care liantul îl încorporează cu ușurință), formează împreună cel de-al doilea component al amestecului, prin care se realizează succesiv legătura plastică între granule și apoi legătura de rezistență.

Această combinație de liant cu conținut de praf mai are și calitatea sau defectul de a înfunda, mai mult sau mai puțin, porii scheletului granular, ceea ce va influența permeabilitatea amestecului — și nu numai pe aceasta — atît în starea inițială-plastică, cît și în starea finală-consolidată.

În prezenta comunicare se face abstracție de proprietățile individuale, intrinseci atît ale granulelor, cît și ale liantului pentru a se cerceta, exclusiv, influența pe care o are, în general, raportul dintre volumul ocupat de suma (liant + praf), denumită de autor „material de umplere", pe de o parte, și suma volumelor porilor intergranulari existenți în masa granulară pură, pe de altă parte, asupra proprietăților ansamblului granule-liant:

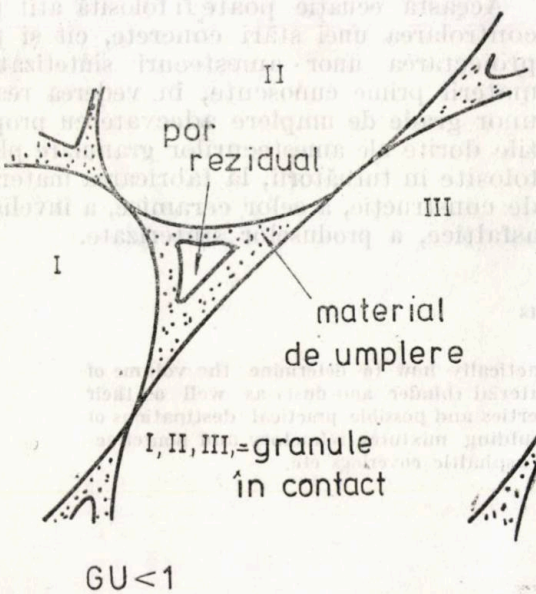
$$GU = \frac{\text{volumul materialului de umplere}}{\text{volumul porilor intergranulari}} \qquad (1)$$

Valoarea gradului de umplere, GU, poate fi unitară, subunitară sau supraunitară. În funcție de variația posibilă a acestei valori, în cazul considerat aici, proprietățile amestecului granular plastic, ale amestecului de formare pot varia și ele între limite foarte largi, indicate schematic în tabelul 1.

Aplicație. În vederea calculării gradului de umplere realizat într-un caz concret, în afară de analiza granulometrică uzuală a materiei prime, se vor mai efectua trei cîntăriri simple:

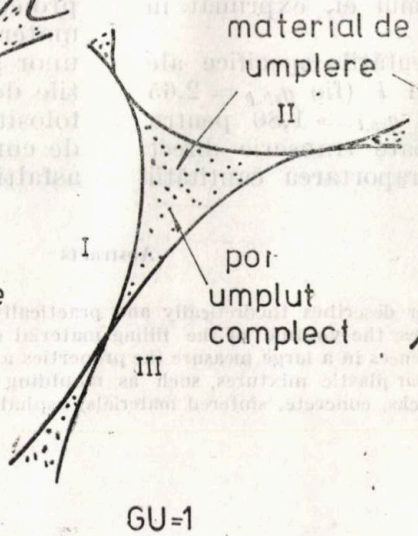
1. Cîntărirea unei bucșe goale înfundate la capăt și avînd dimensiunile interioare de Ø 50×50, determinîndu-se greutatea bucșei $= b$.

2. Cîntărirea bucșei umplute ras cu material granulos pur: materia primă din care s-a îndepărtat praful și liantul este nisipul propriu-zis, uscat și apoi îndesat în bucșe în condiții standard, prin scuturare (1 min) pe ma-



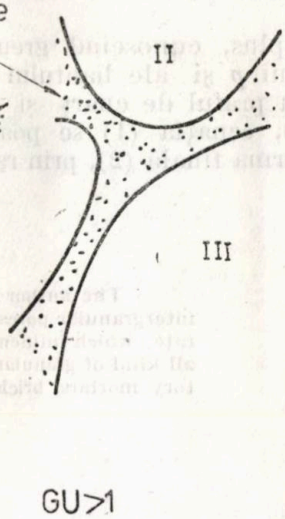
GU<1

Fig. 1



GU=1

Fig. 2



GU>1

Fig. 3

Tabelul 1

	Gradul de umplere	$GU < 1$		$GU = 1$	$GU > 1$
a	Plasticitatea	crud	suficientă	bună	foarte bună
b		uscat	~nulă	nulă	nulă
a	Permeabilitatea	crud	bună	nulă	nulă
b		uscat	foarte bună	~nulăΔ	~nulăΔ
a	Rezistența	crud	bună	bună*	bună*
b		uscat	mare	mare*	mare*
	Figura nr.		1	2	3

Aplicații eventuale: materiale de formare, cărămizi, mortare, materiale sinterizate, betoane, asfalturi

Obs.: Δ — prin fisurarea liantului; * — în funcție de calitatea liantului.

șina de sitat. Se determină greutatea bucșei pline cu nisip uscat, îndesat $= b + n_u$.

3. Cîntărirea aceleeași bucșe ca la punctul 2, dar numai după ce nisipul din bucșe a fost îmbibat cu apă pînă la saturare, determinîndu-se greutatea bucșei cu nisip îmbibat cu apă $= b + n_a$

Prin valorificarea acestor analize și cîntăriri se obțin următoarele date:

— din analiza granulometrică: praful (tava) p și liantul l — p și l-exprimați în fracții zecimale din masa granulară pură (lipsită de praf și de liant), n_u;

— din cîntăririle suplimentare:

(2) — (1) $= (b + n_u) - (b) = n_u$ = greutatea nisipului uscat din bucșă.

(3) — (2) $= (b + n_a) - (b + n_u) = a$ = greutatea apei care îmbibă nisipul.

Valoarea greutății apei, exprimată în grame, este echivalentă cu volumul ei, exprimat în cm^3.

În plus, cunoscînd greutățile specifice ale prafului p și ale liantului l (fie $g_{sp.p} = 2{,}65$ pentru praful de cuarț și $g_{sp.l} = 1{,}80$ pentru argilă), ecuația (1) se poate transcrie direct sub forma finală (2), prin raportarea cantității de apă, a, la masa de nisip uscat n_u, realizîndu-se astfel exprimarea unitară a tuturor mărimilor din ecuație, sub formă de mărimi relative (specifice):

$$GU = \frac{\text{vol.mat.umpl.}}{\text{vol.pori}} = \frac{\dfrac{p}{g_{sp.p}} + \dfrac{l}{g_{sp.l}}}{\dfrac{a}{n_u}} =$$

$$= \left(\frac{p}{g_{sp.p}} + \frac{l}{g_{sp.l}}\right)\frac{n_u}{a} \qquad (2)$$

Concluzii

Această ecuație poate fi folosită atît pentru controlarea unei stări concrete, cît și pentru proiectarea unor amestecuri sintetizate din materii prime cunoscute, în vederea realizării unor grade de umplere adecvate cu proprietățile dorite ale amestecurilor granulare plastice, folosite în turnătorii, la fabricarea materialelor de construcție, a celor ceramice, a învelișurilor asfaltice, a produselor sinterizate.

Abstracts

The author describes theoretically and practically how to determine the volume of intergranular pores, the volume of the filling material (binder and dust) as well as their rate, which influences in a large measure the properties and possible practical destinations of all kind of granular plastic mixtures, such as moulding mixtures, refractory and nonrefractory mortars, bricks, concrete, sintered materials, asphaltic coverings etc.

Structuri și configurații de straturi realizate la nitrurarea ionică a oțelurilor

Fiz. A. Arabagiu
C.C.P. — C.O.S. Tîrgoviște

CZ : 669.017:621.785.53

Nitrurarea ionică prezintă numeroase avantaje față de procedeele tradiționale de nitrurare, fapt care pledează pentru marea sa utilitate și pentru atenția care i se acordă în metalurgie.

Lucrarea prezintă numai aspectul metalurgic al procedeului, și anume structurile ce se pot realiza la nitrurarea ionică, precum și configurațiile de straturi ce se pot obține la diferite tipuri de oțeluri : oțel carbon, oțel aliat, oțel inoxidabil etc. Structurile și configurațiile de straturi realizate în diferite condiții de nitrurare ionică au fost studiate prin analiză radiocristalografică (difracție de raze X), analiză optică și determinare de duritate.

Instalația în care se poate realiza procesul de nitrurare ionică constă dintr-o incintă de formă cilindrică confecționată din oțel inoxidabil, etanșată. În incintă se poate obține un vid de ordinul a 10^{-2} torri cu ajutorul unei pompe de vid preliminar. Incinta este răcită cu apă și prezintă o fereastră de vizualizare a descărcării. În incintă se găsește piesa de nitrurat, izolată electric de aceasta. Cu ajutorul unei surse stabilizate de curent continuu se poate aplica între incintă, conectată la anod, și piesa conectată la catod, o tensiune continuă, reglabilă între 0 și 1 000 V. Pentru a elimina posibilitatea trecerii descărcării în regim de arc (cînd curentul crește brusc și are loc o încălzire puternică a piesei) sursa de curent trebuie prevăzută și cu un sistem de protecție la creșteri rapide de curent în consumator. Alimentarea incintei cu gazul de tratare se face cu ajutorul unui dozator de gaz constituit din butelii industriale de gaz, racorduri, robinete și ventile de dozare. În cazul în care se folosește amoniacul, este necesar și un disociator de amoniac. Instalația electrică mai cuprinde și aparatura de măsură și control. Temperatura este măsurată cu ajutorul unui termocuplu. O astfel de instalație, pentru studii de laborator, a fost realizată și la C.C.P. — C.O.S. Tîrgoviște. Nitrurarea ionică se realizează cu ajutorul unei descărcări luminscente în regim anormal, amorsată într-un amestec gazos de azot-hidrogen. Ca parametri de tratament ce determină condițiile de formare a diferitelor straturi se menționează temperatura (dată de intensitatea curentului de descărcare), tensiunea (ce determină intensitatea de pulverizare), compoziția amestecului gazos, presiunea gazului, compoziția metalului de tratat (fig. 1).

Utilizarea descărcării luminscente în regim anormal este determinată de proprietatea acesteia de a acoperi în întregime piesa-catod și de a urmări fiecare contur al piesei.

Ca urmare a bombardamentului ionic, prin procese de pulverizare și retrodifuzie, se formează la suprafața catodului nitruri și carbonitruri bogate în carbon și azot. Aceste nitruri și carbonitruri sînt descompuse de impactul

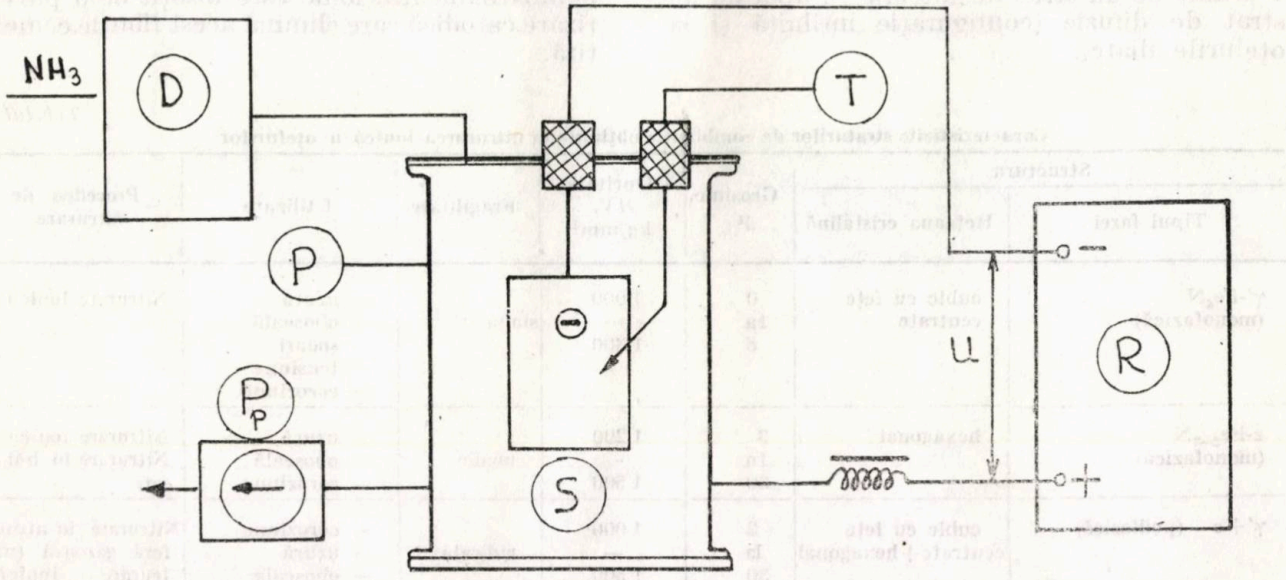


Fig. 1. Schema generală a unei instalații de nitrurare ionică :
D — disociatorul de amoniac, p_p — pompa de vid preliminar ; T și P — traductori de temperatură și presiune ; S — șarja ; R — redresorul de alimentare cu energie electrică

ionic în produse sărace în azot și carbon, cu difuzia azotului parțial în metal și parțial în plasmă. Astfel, se observă două zone distincte în configurația de pături ce se pot realiza la nitrurarea ionică a oțelurilor : zona de combinație (superficială) și zona de difuzie (mai profundă).

Nitrurarea ionică a oțelurilor slab aliate

În funcție de parametrii de tratament, se pot obține prin nitrurare ionică diferite straturi care prezintă proprietăți tehnologice deosebite. În particular, în cazul fierului pur sau al oțelurilor slab aliate, acestea sînt cel mai adesea straturi constituite din soluții solide de penetrație de tipul Fe_4N (γ') cu structură cubică sau Fe_{2-3} (C, N) (ε) cu structură hexagonală, urmate de un substrat de soluție solidă cubică centrată de azot în ferită. Faza γ' nu dizolvă carbonul, ea este obținută cînd potențialul de carbon al atmosferei este practic nul. Din contră, faza ε, susceptibilă de a dizolva o cantitate importantă de carbon, se formează preferențial dacă se mărește suficient potențialul de carbon.

Compoziția atmosferelor care permit realizarea straturilor dorite este determinată în mod experimental, neexistînd încă o relație de corelare între aceasta și structura dorită. În practică, la temperaturi sub 590°C se obține cu ajutorul unui amestec gazos binar $N_2 + H_2$, sub o presiune parțială de azot de 130 Pa, un strat de nitrură urmat de un substrat de difuzie a azotului în ferită (substratul se găsește inițial în starea de echilibru).

Pentru o presiune parțială a azotului mai ridicată, se obține un strat superficial de nitrură ε urmat de un strat de nitrură γ', apoi de un strat de difuzie (configurație întîlnită și la oțelurile aliate).

Experiența arată că un strat monofazat ε, urmat de un strat de difuzie, nu poate fi realizat decît într-un mic domeniu de temperatură cuprins între 570 și 575°C și pentru o compoziție precisă a amestecului gazos, care conține în mod necesar carbon. Aceste restricții pot fi explicate cu ajutorul conceptului de drum de difuzie aplicat la diagrama ternară Fe—C—N (fig.4). Din diagrama ternară rezultă că nitrura ε poate să conțină pînă la 3,7% în greutate carbon la 570°C.

Dacă se revine la fierul pur, la care nitrurarea are loc ca și la oțelurile carbon, utilizînd un amestec gazos astfel ca raportul concentrațiilor atomice să fie $\frac{C}{N} = 0{,}37$, se formează un strat de combinație ε prin tratare la 570°C. Dacă acest raport este inferior celui de 0,30, se formează un strat de combinație polifazică $\varepsilon + \gamma'$; dimpotrivă, dacă este superior lui 0,40, se formează la suprafață o pătură de cementită Fe_3C, dură și fragilă, care joacă rolul de barieră de difuzie.

Evident, raportul $\frac{C}{N}$ al amestecului gazos depinde de conținutul de carbon al substratului. Astfel, pentru un oțel XC 10, raportul cel mai favorabil pentru formarea nitrurii ε este de 0,19, iar pentru un oțel XC 40 este de 0,01.

Simultan cu difuzia azotului în matrice, carbonul difuzează, în mod limitat, din interiorul eșantionului către strat.

În practică, se urmărește întotdeauna saturarea nitrurii ε în carbon. Se evită în acest mod formarea lui γ'. Se riscă atunci formarea unui film subțire de cementită care acționează ca barieră de difuzie pentru azot. Totuși, bombardamentul ionic este însoțit de o pulverizare catodică care elimină acest film de cementită.

Tabelul 1

Caracteristicile straturilor de combinație obținute la nitrurarea ionică a oțelurilor

Structura		Grosime, μ	Duritate *HV*, kg/mm²	Fragilitate	Utilizare	Procedeu de nitrurare
Tipul fazei	Rețeaua cristalină					
γ'-Fe_4N (monofazică)	cubic cu fețe centrate	0 1a 8	1 000 — 1 300	slabă	— uzură — oboseală — șocuri — tensiune — coroziune	Nitrurare ionică
ε-$Fe_{2-3}N$ (monofazică)	hexagonal	3 1a 30	1 200 — 1 500	medie	— uzură — oboseală — coroziune	Nitrurare ionică Nitrurare în băi de sare
$\gamma'+\varepsilon$ (polifazică)	cubic cu fețe centrate+hexagonal	2 1a 30	1 000 — 1 500	ridicată	— coroziune — uzură — oboseală	Nitrurare în atmosferă gazoasă (nitrurare ionică) (nitrurare în băi de săruri)

În concluzie, se pot dezvolta prin bombardament ionic pe oţelurile carbon una din următoarele configuraţii :

— strat de difuzie;
— strat de combinaţie γ' + strat de difuzie;
— strat de combinaţie ε + strat de difuzie;
— strat de combinaţie $\varepsilon + \gamma'$ + strat de difuzie,

reglînd temperatura de tratament, compoziţia amestecului gazos şi presiunea totală din incinta de descărcare. Grosimea stratului de combinaţie obţinută este în funcţie de durata tratamentului, dar fiecare nitrură atinge după un anumit interval de timp o grosime maximă ce nu poate fi depăşită. Astfel, stratul de nitrură γ' este limitat la 10 μm, în timp ce stratul de nitrură ε poate atinge cîţiva zeci de microni. Desigur, alegerea naturii şi grosimii straturilor este de fiecare dată o problemă specifică (tab. 1).

Principiile expuse anterior pot fi extinse şi la oţelurile aliate. Totuşi, nu este posibil a transpune în mod direct modul de tratare a oţelului carbon la oţelurile aliate, căci elementele de aliere pot avea o influenţă considerabilă asupra naturii constituenţilor formaţi atît în stratul de combinaţie, cît şi în stratul de difuzie. La oţelurile aliate este posibil, ca şi în cazul oţelurilor carbon, să se realizeze configuraţiile de straturi amintite. Totuşi, se constată că realizarea unui strat de combinaţie ε este însoţită de formarea în strat de difuzie a unei reţele de nitruri sau de carbonitruri care pot duce la exfolieri importante. Formarea acestor carbonitruri este datorată unui conţinut în carbon şi în azot important la interfaţa strat de combinaţie — strat de difuzie, care duce la un gradient de concentraţie a acestor elemente care să favorizeze formarea carbonitrurilor.

Ansamblul rezultatelor experimentale obţinute prin analiza optică şi radiocristalografică permite descrierea straturilor care se dezvoltă prin nitrurare ionică la 550°C pe oţelurile inoxidabile 18—10 (tab. 2).

Tabelul 2

Configuraţia păturilor formate la nitrurarea ionică a oţelurilor 18—10 (la 550°C)

Subpătura I $2 < e < 5\mu$	Fe_4N, Fe_2N, (γ)
Subpătura II $e \sim 5\mu$	$\gamma(a \simeq 3{,}63\text{Å}) + \varepsilon(CrN)$
Subpătura III $e = f(t)$	(CrN), $\gamma(a \rightarrow) + \varepsilon$, α
Subpătura IV $e = 3-4\mu$	$\gamma(a \simeq 3{,}68\text{Å}) + \alpha$
Subpătura V	γ foarte maclată
Matrice	$\gamma(a \simeq 3{,}575$ Å)

La suprafaţă se găseşte o zonă de 4—5 μm grosime, constituită din două nitruri izomorfe cu structură Fe_4N şi Fe_2N. Analiza structurală arată că aceste nitruri sînt bine substituite şi de formulele generale :

$$(Fe, Cr, Ni)_4N \text{ şi } (Fe, Cr, Ni)_2N$$

Duritatea acestui strat este limitată la $\approx$ 800 kg/mm^2.

— Imediat sub acesta există un substrat, nr. 2, constituit din austenită, avînd conţinutul în azot care corespunde practic la saturaţie, la această temperatură ($a \simeq 3{,}63$ Å). Acest substrat, în grosime de $\approx 5\mu$m, prezintă o fină dispersie de nitrură de crom (CrN).

— Substratul următor, nr. 3, într-un oţel 18 — 10, este cel mai gros. El este constituit dintr-un amestec de austenită, ferită şi de nitrură de crom (CrN). În partea inferioară a acestui substrat, nitrura CrN prezintă cîteodată o structură fibroasă.

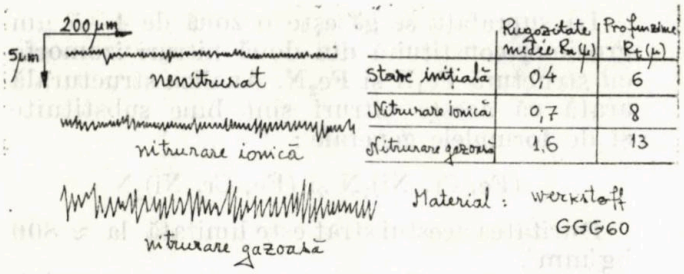
— În substratul următor nr. 4, nitrura de crom CrN lasă loc unei zone constituite dintr-un agregat microcristalizat, dintr-o fază austenitică suprasaturată în azot ($a \cong 3{,}68$ Å). Clişeele de microdifracţie arată că cristalele au dimensiuni de numai cîteva sute de Angströmi. Limita inferioară a acestui substrat este foarte bogată în ferită.

— În sfîrşit, se remarcă substratul nr. 5 format din austenită săracă în azot, dar foarte ecruisată. Acest ecruisaj este relevat printr-o densitate importantă de micromacle mecanice (1, 1, 2), (1, 1, 1). Această austenită ecruisată este evident mai dură decît austenita mamă.

Proprietăţile mecanice ale configuraţiei sînt strîns legate de exilstenţa substratului nr. 3. Duritatea este uniformă pe toată grosimea acestuia; ea descreşte brusc la interfaţă. Prezenţa substraturilor 1 şi 2 este cauza unei scăderi sensibile a durităţii superficiale.

În afară de caracteristicile datorate naturii lor, straturile de combinaţie formate prin bombardament ionic prezintă proprietăţi specifice, legate de condiţiile formării lor. În general, implantarea rezultată din bombardamentul ionic al piesei duce la straturi a căror compactitate este superioară celei specifice straturilor obţinute prin nitrurarea convenţională în băi de săruri sau atmosferă gazoasă. Această compactitate poate fi măsurată prin difracţie de raze X. Grosimea determinată prin această tehnică, care nu ţine seamă de porozitate, este practic identică cu cea măsurată la microscopul optic şi care integrează porozitatea stratului.

Pulverizarea catodică are încă două efecte relativ importante : ea limitează umflarea piesei datorate absorbţiei azotului şi carbonului şi poate chiar, în anumite cazuri, să o elimine total; ea duce, de asemenea, la o stare a supra-



	Rugozitate medie $R_a(\mu)$	Profunzime $R_t(\mu)$
Stare inițială	0,4	6
Nitrurare ionică	0,7	8
Nitrurare gazoasă	1,6	13

Fig. 2. Influența modului de nitrurare asupra rugozității superficiale

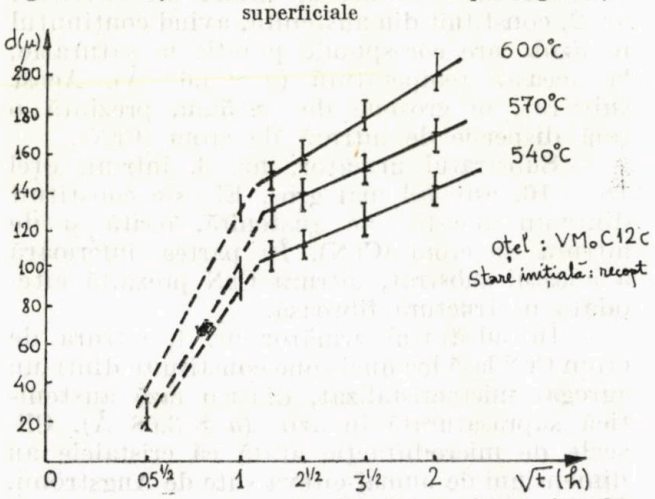


Fig. 3. Profunzimea procesului de nitrurare în funcție de timpul de expunere și temperatura de lucru

feței foarte puțin rugoasă care este ameliorată atunci cînd se pleacă de la o suprafață brută de prelucrare (fig. 2).

În ceea ce privește aspectul cinetic al formării straturilor, se constată că viteza procesului este mult mai mare la nitrurarea ionică decît la nitrurarea clasică. Studiile efectuate de cercetătorii francezi de la Nancy [5], [6] și datele experimentale obținute de specialiștii români arată că cinetica păturii de difuzie ascultă de o lege liniară în $\sqrt{t}$, după realizarea grosimii de echilibru a zonei de combinație (fig. 3).

Variațiile dimensionale și deformațiile sînt extrem de mici în timpul nitrurării ionice. Aceasta este legată de modul de realizare a tratamentului prin bombardament ionic și de temperatura relativ joasă (400—600°C) la care se realizează tratamentul și pentru care nu există transformări structurale ale substratului. Piesele supuse nitrurării ionice vor suferi deci, înainte de tratament, o uzinare completă, la dimensiunile definitive. Realizarea unui strat monofazat cu proprietăți mecanice superioare și într-un timp de aproape patru ori mai scurt decît la nitrurarea tradițională recomandă nitrurarea ionică drept o metodă eficientă de tratament termochimic superficial al oțelurilor.

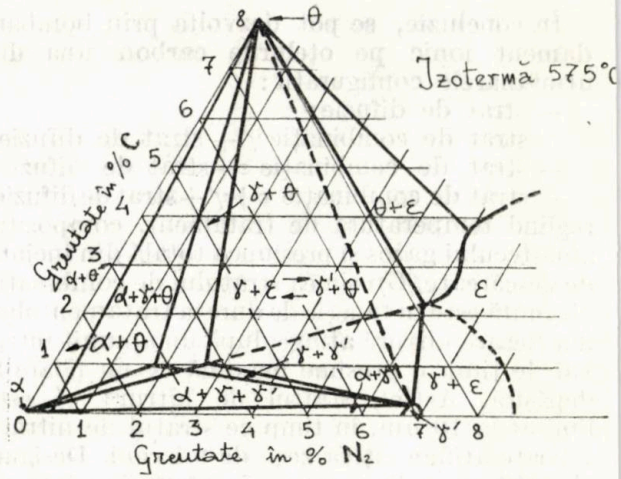


Fig. 4. Drumul de difuzie care pătrunde în domeniul Fe_{2-3} (C—N)ε plus cementită θ

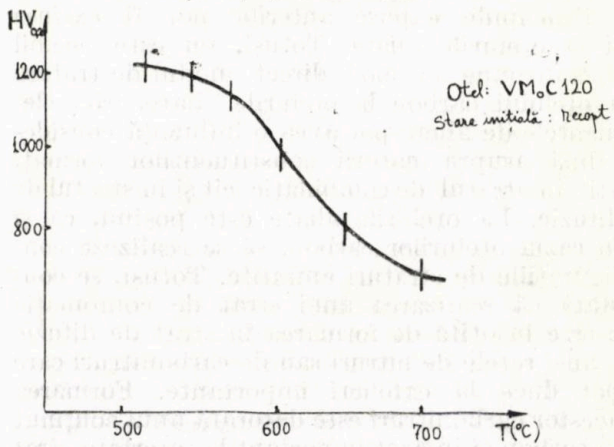


Fig. 5. Variația durității cu temperatura de lucru

BIBLIOGRAFIE

[1] Hisler, G., Gerardin, D., Mendes, M., Michel, H. și Gantois M., În: Traitement thermique, nr. 140, dec., 1979.

[2] Gerardin, D., Michel, H., Morniroli, J. P. și Gantois. M. In: Mémoires Scientifiques. Revue de Métallurgie. Franța, iul.—aug., 1977.

[3] Diament, A., Haik, El. și Woss, R. În: Revue de Métallurgie, Franța, nr. 4, apr., 1978.

[4] Diament A., Haik, E.L.R, Lafont, R. și Woss R. În: Traitement thermique, Franța, nr. 78, aug. septembre, 1974.

[5] Confente, M., Michel, H. și Gantois, M. n: Traitement thermique, Franța. nr. 88, oct., 1974.

[6] Collignon, P. Michel, H. și Gantois, M. În: Traitement thermique, Franța, nr. 121, ian., 1978.

[7] Edenhoffer, B. În: Traitement thermique, Franța, nr. 79, nov., 1973.

[8] Edenhoffer, B. În: Traitement thermique, Franța, nr. 80, dec. 1973.

[9] Hudis M. În: J. Appl. Phys., Franța, vol. 44, nr. 4, apr., 1973.

[10] Tibbetts, G., În: J. Appl. Phys., Franța, 45, 5072, 1974.

[11] Lebrun, J. P, Michel, H. și Gantois, M. In: Les mémoires scientifiques. Revue de Métallurgie, Franța, nr. 10, oct. 1972

[12] Croitoru, P. și Braic, V., Consfătuire pe teme de tratamente termice, Tg. Mureș, 20—21 aprilie, 1978.

[13] Filep, E. Consfătuire pe teme de tratamente termice Tg. Mureș, 1976.

[14] Arabagiu, A. *Interacțiunea plasmă—solid. Nitrurarea suprafețelor metalice* — Lucrare de diplomă. Universitatea AL. I. Cuza, Iași, 1976.

Dr. ing. Al. Munteanu
Universitatea din Braşov

Cercetări privind micşorarea deformaţiilor la tratamentul termochimic al coroanelor dinţate

CZ : 621.78

În practică, o problemă deosebită care suscită interes este aceea a deformaţiilor pieselor supuse carburării, în special a roţilor dinţate.

Întrucît aceste deformaţii, ce influenţează nefavorabil funcţionarea angrenajelor, sînt depistate, de regulă, într-o fază finală de prelucrare, cunoaşterea cauzelor ce le provoacă a suscitat şi continuă să suscite un interes deosebit.

Faptul că realizarea proprietăţilor finale de utilizare presupune operaţii de încălzire, la temperaturi supracritice, cu durate lungi de menţinere şi răcire rapidă, duce la concluzia că singurul responsabil de mărimea acestor deformaţii este tratamentul termic.

Este însă un mod prea simplu de a privi lucrurile, deoarece pînă la montaj roţile dinţate suferă o serie de operaţii de prelucrare complexe, majoritatea cu factori de influenţă interdependenţi ce pot fi controlaţi şi conduşi în aşa fel încît în final să se obţină o reducere a deformaţiilor fără ca productivitatea, consumurile specifice şi calitatea execuţiei fiecărei operaţii tehnologice în parte să aibă ceva de suferit.

Factorii care influenţează în mod direct tendinţa de deformare la tratamentul termic pot fi grupaţi în două mari categorii, şi anume factorii constructivi legaţi de proiectarea roţilor dinţate (alegerea calităţii oţelurilor, forma şi dimensiunile roţii dinţate, profilul danturii, duritatea şi adîncimea stratului carburat) şi factorii tehnologici dependenţi de modul de realizare a roţii dinţate ce intervin la turnare, deformare plastică, execuţie din laminat, prelucrare mecanică : frezare, mortezare, strunjire, respectiv în modul de realizare al tratamentului termic.

Întrucît fiecare din aceşti factori pot servi unei analize aparte, lucrarea de faţă îşi propune să analizeze doar factorii tehnologici care influenţează direct mărimea tensiunilor de natură termică şi structurală, deci cei care intervin în tratamentul termic preliminar şi tratamentul termic final de cementare.

Dintre aceşti factori, s-a considerat a fi principali, urmînd a fi analizaţi, structura iniţială asigurată de tratamentul termic preliminar aplicat după matriţare (recoacere izotermă sau îmbunătăţire), modul de împachetare a pieselor la tratamentul termochimic şi modul de răcire în cazul operaţiei de călire de după carburare.

Modul de lucru

Pentru analiza acestor factori, s-a executat prin matriţare un lot de 200 bucăţi coroane dinţate conice cu dantură hipoidă din oţel 17 CrNiMo6 (fig. 1), care a fost supus unor variante tehnologice distincte, toate capabile să asigure în final realizarea condiţiilor tehnice impuse de proiectant, privind adîncimea, duritatea şi structura finală în strat şi miez.

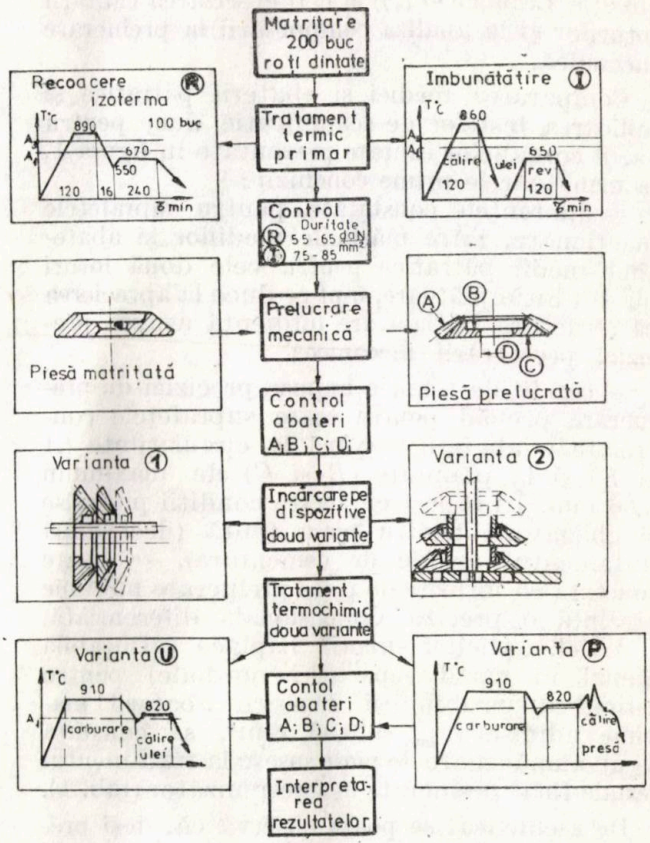


Fig. 1

Modul de lucru este prezentat în figura 1. Pentru tratamentul termic preliminar, destinat corectării structurii de matriţare şi asigurării prelucrabilităţii prin aşchiere, s-a ales operaţia de recoacere izotermă, operaţie recomandată în prezent pentru oţelurile hipoeutectoide slab aliate de construcţie, şi îmbunătăţirea. Regimurile de tratament termic, temperaturile şi duratele de menţinere sînt prezentate în figura 1.

După tratamentul termic preliminar diferențiat, controlul durității și structurii, s-a executat pe aceleași mașini-unelte prelucrarea mecanică prin strunjire și frezare a lotului de coroane dințate. A urmat apoi controlul dimensional al abaterilor de la planitate al suprafețelor prezentate în figura 1, iar mărimile obținute au fost prelucrate statistic, înlăturîndu-se valorile abaterilor obținute prin măsurare care au reprezentat erori întîmplătoare grosolane.

Repartiția măsurătorilor efectuate pe cele două loturi de coroane dințate, împărțite pe clase, verificate cu ajutorul histogramelor, al poligoanelor de frecvență și utilizînd dreapta Henry în coordonate semilogaritmice, este normală. Aceasta face posibilă folosirea mărimilor statistice cunoscute (media $\bar{x}$, abaterea medie pătratică S, variabila normală normată z, funcția Laplace Ø (z)) la caracterizarea calității loturilor și la analiza comportării la prelucrare mecanică.

Compararea mediei și abaterii pătratice și aplicarea testelor de semnificație duc, pentru cazul coroanelor dințate prezentate în figura 1, la următoarele prime concluzii:

— diferențele constatate, pentru suprafețele menționate, între mărimile mediilor și abaterilor medii pătratice pentru cele două loturi nu sînt întîmplătoare, fapt ce duce la aprecierea că structura inițială are influență asupra preciziei prelucrării mecanice;

— condițiile tehnice impuse preciziei de prelucrare prevăd pentru toate suprafețele controlate o abatere maximă la circularitate (A și D) și la planitate (B și C) de maximum 0,06 mm. În raport cu aceste condiții prescrise și obligatorii pentru piesa finită (deci după tratamentul termic de cementare), se poate constata că loturile de piese prelucrate mecanic prezintă o precizie dimensională diferențiată.

Astfel, aplicînd funcția Laplace (utilizabilă numai în cazul repartiției normale) pentru estimarea posibilității depășirii abaterii maxime admise ($x_{max} = 0{,}06$ mm), se constată că un număr mare de piese sosesc la tratamentul termic final prelucrate necorespunzător (tab. 1).

De asemenea, se poate observa că, deși prelucrarea s-a efectuat pe același grup de mașini, structura sorbitică de revenire, cu o rezistență mecanică și o duritate mai mare decît cea obținută prin recoacere izotermă, asigură o mai bună precizie dimensională, numărul de piese necorespunzătoare fiind considerabil mai mic.

După aceste prime observații, s-a trecut în continuare la încărcarea coroanelor dințate pe dispozitive în cele două variante de așezare (fig. 1). Dispozitivele au fost introduse pe o linie semiautomată de carburare-călire-revenire, alternîndu-se în mod succesiv un dispozitiv în varianta *1* de așezare cu un dispozitiv în varianta *2*.

Tabelul 1

Prelucrarea datelor obținute prin control după tratamentul termic preliminar și prelucrare

Suprafață controlată	Tratament termic	$\bar{x} = \mu$, mm	$S = \sigma$, mm	$z = \frac{x_{max} - \mu}{\sigma}$	Ø,z	Piese necorespunzătoare, %
A	*R*	0,055	0,023	0,218	0,085	41,5
	I	0,041	0,013	1,461	0,427	7,3
B	*R*	0,054	0,021	0,285	0,112	38,8
	I	0,044	0,019	0,842	0,300	20
C	*R*	0,038	0,015	1,466	0,428	7,2
	I	0,034	0,012	2,166	0,484	1,6
D	*R*	0,058	0,030	0,066	0,025	47,5
	I	0,054	0,022	0,272	0,106	39,4

Procesul de carburare, de subrăcire și reîncălzire în vederea călirii stratului a decurs în mod identic pentru toate dispozitivele.

După egalizarea în vederea călirii, o parte din piese au fost călite bucată cu bucată, în presă, iar cealaltă parte a fost călită direct în ulei.

Încercarea durității a dus la concluzia că întregul lot de coroane dințate cementate prezintă o duritate uniformă cuprinsă între 61 și 63 *HRC*, remarcîndu-se totuși o medie a durității mai ridicată în cazul călirii directe.

După verificarea durității, s-a executat controlul abaterilor la suprafețele menționate.

Rezultatele controlului abaterilor au fost grupate în opt tabele de date, în număr egal cu numărul variantelor tehnologice realizate (de exemplu *RIU* fiind grupul de coroane dințate, recoapte izoterm, așezate pe dispozitive în varianta *1* și supuse călirii directe, iar *IP2* fiind un alt grup de piese supuse îmbunătățirii, așezate pe dispozitive în varianta *2* și călite în presă). Numărul de coroane dințate din fiecare grup de piese a fost cuprins între 20 și 25, întrucît piesele cu abateri grosolane au fost îndepărtate.

S-a verificat pentru fiecare grup în parte normalitatea repartiției și s-a trecut la calculul parametrilor statistici ai mediei ce indică tendința de grupare a lotului și a abaterii medii pătratice care furnizează date asupra împrăștierii.

Rezultatele calculelor sînt prezentate în tabelul 2. Așa cum era de prevăzut, tratamentul termochimic introduce tensiuni termice și structurale importante ce accentuează deformațiile.

Analiza rezultatelor obținute poate duce la obținerea unor concluzii de ordin calitativ deosebit de utile, și anume: pentru coroana dințată menționată, indiferent de tratamentul

Tabelul 2

Rezultatele controlului abaterilor după tratamentul termic în mai multe variante

Abatere la cotă	Tratament term.	Media $\bar{x}$, mm				Abatere medie pătratică S, mm			
		$1U$	$2U$	$1P$	$2P$	$1U$	$2U$	$1P$	$2P$
A	R	0,122	0,069	0,090	0,077	0,084	0,025	0,024	0,014
	I	0,129	0,075	0,078	0,055	0,108	0,025	0,024	0,014
B	R	0,139	0,051	0,058	0,041	0,110	0,014	0,019	0,013
	I	0,113	0,047	0,049	0,039	0,094	0,011	0,018	0,010
C	R	0,137	0,066	0,073	0,062	0,120	0,022	0,025	0,029
	I	0,144	0,070	0,066	0,054	0,127	0,017	0,018	0,015
D	R	0,112	0,063	0,055	0,053	0,050	0,022	0,023	0,015
	I	0,106	0,059	0,058	0,033	0,040	0,019	0,019	0,015
Media ($\bar{x}$) și $\bar{S}$		0,126	0,0625	0,0658	0,0517	0,092	0,019	0,021	0,0156
Tendință de deformare		↑ ↑	↓	↑	↓ ↓	↑ ↑ ↑	↓	↑	↓ ↓

termic preliminar aplicat și de modul în care este condus tratamentul termochimic, tendința de deformare este maximă pentru suprafețele C și minimă pentru suprafața D, scăzînd în ordinea $C-A-B-D$. Susceptibilitatea la deformare în ordinea arătată este dependentă doar de forma și dimensiunile coroanei dințate și, în consecință, poate fi schimbată numai de proiectant.

Referitor la alegerea variantelor optime de tratament termic preliminar (recoacere izotermă sau îmbunătățire), rezultatele obținute prin aplicarea testelor de semnificație indică faptul că, indiferent de varianta de tratament termochimic adoptată, atît media, cît și abaterea medie pătratică pentru fiecare suprafață în parte pot fi considerate egale.

Această concluzie nu concordă cu afirmațiile prezentate în literatura de specialitate care recomandă executarea recoacerii izoterme, motivînd o tendință scăzută de deformare, la tratamentul termic final.

În privința alegerii variantelor de așezare pe dispozitive și a variantei de călire, se poate afirma cu certitudine că varianta „IU" este cea mai defavorabilă, afectînd toate suprafețele controlate.

Aprecierea tendinței de deformare, pentru diferitele variante de tratament termochimic aplicate, s-a efectuat pe baza mediei aritmetice ale mediilor și abaterilor medii pătratice înregistrate, pentru suprafețele controlate (tab. 2).

Se poate constata că cea mai avantajoasă variantă, atît din punct de vedere al tendinței de grupare, cît și al tendinței de împrăștiere, este varianta $2P$, ordinea de alegere a variantelor fiind următoarea : $2P - 2U - 1P - 1U$.

Trebuie deci să se renunțe la modul de așezare pe verticală a coroanelor dințate, întrucît în acest caz chiar utilizarea presei de călire nu mai prezintă efectul scontat, și să se generalizeze modul de așezare în varianta *2* (fig. 1).

Concluzii

Utilizarea controlului statistic în diferitele etape de realizare a coroanelor dințate conduce la următoarele concluzii : pentru reducerea deformațiilor este necesar în primul rînd să se mărească precizia prelucrării mecanice a piesei brute, lucru posibil de realizat prin reglarea corespunzătoare a mașinilor-unelte, prin alegerea corectă a regimului de prelucrare și utilizarea unor scule corespunzătoare.

Recoacerea izotermă, comparativ cu îmbunătățirea executată ca operații de tratament termic preliminar, nu asigură o micșorare a tendinței de deformare la tratamentul termochimic de cementare. Trebuie să se renunțe la încărcarea coroanelor dințate pe dispozitive la întîmplare și să se adopte varianta *2* care presupune utilizarea unor bucșe de distanțare (fig. 1). Călirea în presă poate realiza scăderea deformațiilor numai în condițiile unei corecte încărcări a pieselor pe dispozitive.

Dacă precizia prelucrării prin așchiere se îmbunătățește, se apreciază că varianta de călire directă, cu așezarea indicată în figura 1, este varianta *2* considerată cea mai economică,

întrucît ea prezintă în final deformaţii acceptabile, o medie mai ridicată a valorilor de duritate a stratului, realizîndu-se la un cost mai scăzut şi mai sigur, fără intervenţia muncitorului termist în ciclul de tratament termochimic.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dulămiţă, T. şi Florian, E. *Tratamente termice şi termochimice.* Bucureşti, E. D. P., 1982.

[2] Popescu, N., Dumitrescu, C. şi Munteanu, A. *Tratamente termice şi prelucrări la cald.* Bucureşti, E. D. P., 1983.

[3] Popovici, M. şi Antonescu, V. *Ghid pentru controlul statistic al calităţii produselor industriale.* Bucureşti, E. T., 1973.

[4] Munteanu, Al., Popa, A. şi Tiu, A. *Analiza influenţei tratamentului termic şi termochimic asupra tendinţei de deformare în cazul oţelului 21MoMC12.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 11, 1978, p. 632—635.

[5] Munteanu, Al. şi Percec, V. *Proprietăţile termofizice ale pieselor din oţel în zona contactului cu mediu de răcire, factor al deformării oţelului.* În Metalurgia, R.S.R., nr. 1,1977, p. 29—34.

CONFERINŢA

A IX-A CONFERINŢĂ NAŢIONALĂ DE TURNĂTORIE
Rezumatele referatelor (II)

1) *Turnarea aliajelor sub presiune înaltă*

În lucrarea [1] sînt prezentaţi principalii factori care influenţează durabilitatea matriţelor. O atenţie deosebită se acordă structurii primare a oţelului VCW85, influenţei prelucrării prin electroeroziunea suprastructurii stratului superficial, tratamentului termic şi lubrifierii.

Din analiza făcută pe mai multe eşantioane din oţel VCW85, a rezultat existenţa unei distribuţii a carburilor favorabile intermediare şi nefavorabile. Studierea calităţii oţelului VCW85 şi acceptarea în fabricaţie a sorturilor cu distribuţie favorabilă a carburilor se justifică economic prin creşterea substanţială a durabilităţii.

Din încercările făcute la diferite regimuri de prelucrare prin electroeroziune (9,4 ; 18 ; 28 ; 37 ; 48 A/cm^2), se observă o carburare pronunţată a stratului superficial, cu apariţia unor fisuri care se propagă spre masa de bază.

Se prezintă influenţa lubrifierii asupra creşterii durabilităţii prin indicarea tipurilor de lubrifianţi şi a domeniilor de utilizare. Lucrarea indică, pe baza unei bogate bibliografii, tratamentele termice optime în vederea obţinerii unei durabilităţi crescînde.

În lucrarea [2] se prezintă cercetările întreprinse în vederea stabilirii tehnologiei de turnare sub presiune a pieselor turnate din aliaj pe bază de zinc, de complexitate ridicată, avînd grosimea medie a peretelui de 1,2 mm. La proiectarea matriţelor pentru turnarea pe maşini cu cameră rece orizontală, s-au rezolvat în mod favorabil etanşarea, în vederea vidării, şi sistemul de răcire cu trei regimuri de transfer termic.

Etanşarea matriţei s-a rezolvat în planul de separaţie cu ajutorul unui şnur de azbest grafitat, soluţie folosită şi la etanşarea miezurilor şi la tijele extractoare. Pompele de absorbţie care realizează un vid de 700 mm coloană Hg şi un debit de 4—160 m^3/h creează vidarea matriţei prin punctele de absorbţie dispuse pe trei laturi ale piesei şi pe canalul de alimentare. Calculul parametrilor tehnologici s-a făcut folosind datele oferite de literatura de specialitate, iar studiile asupra fluidităţii zamacului se vor realiza pe o matriţă experimentală.

În lucrarea [3] sînt prezentate aspecte privind regimul termic al matriţelor, influenţa temperaturii matriţei asupra preciziei dimensionale şi metodologiei de calcul pentru dimensionarea canalelor de răcire. În lucrare se prezintă diagrame care reflectă contracţia globală a pieselor în cazul contracţiei frînate şi libere, pentru diverse tipuri de aliaje, în funcţie de temperatura de funcţionare a matriţei.

Lucrarea prezintă, în continuare, metodologia de calcul privind dimensionarea canalelor de răcire prin prezentarea bilanţului termic global la nivelul general al matriţei şi la nivelul canalelor de răcire.

Descrierea detaliată a fenomenului, diagramele folosite fac posibilă dimensionarea canalelor de răcire prin calcularea debitului de răcire, a diametrului canalelor de răcire şi a lungimii acestora. În acest sens, s-a prezentat o schemă-bloc pentru dimensionarea canalelor de răcire cu ajutorul calculatorului. Metoda de calcul este eficace atît în faza de proiectare, cît şi în faza de exploatare, prin adoptarea condiţiei de lucru a maşinilor.

În lucrarea [4] se prezintă unele aspecte privind alegerea corespunzătoare a sistemului de alimentare, în funcţie de configuraţia, piesei şi studiul asupra canalelor de alimentare tangenţiale.

Studiul asupra canalelor tangenţiale se face în cele două perioade principale : perioada tranzitorie şi perioada stabilizată.

Pentru faza tranzitorie se foloseşte metoda de calcul Newton-Ropson, iar pentru faza stabilizată se foloseşte metoda Runge-Kutta. Folosind un program de calcul, autorii au determinat vitezele în lungul canalului, viteza tangenţială, viteza rezultată şi direcţia vitezei rezultate, faţă de normala pe atacul tangenţial.

Calculele s-au efectuat pentru o placă de dimensiune 400 x 200, lungimea atacului fiind de 400 mm, viteza de intrare — 50 m/s, grosimea atacului — 1 mm. Graficele realizate cu ajutorul calculatorului pun în evidenţă existenţa punctelor de discontinuitate la extremităţile canalelor şi variaţia vitezei tangenţiale pe lungimea canalului unde se observă valoarea maximă şi valoarea minimă.

2. Utilaje pentru turnătorii

În lucrarea [5] se prezintă utilajele de amestecare, care se perfecţionează ţinîndu-se seamă de necesitatea unei înalte eficacităţi a fenomenului de frotare (Simpson, Multi-Mull, pendular, mixtioner etc.). Se adoptă amestecătorul CONTRA — MIX care, în condiţiile unui consum redus de energie, asigură o frămîntare, amestecare şi omogenizare de înaltă calitate.

Amestecătoarele cu transportor-melc se caracterizează prin realizarea fazei de preamestecare prin transport rapid şi prin distribuţia economică a lianţilor şi a catalizatorilor.

Regenerarea amestecurilor silicoargiloase se realizează cu ajutorul instalaţiilor hidraulice, termice şi pneumatice. Atît aceasta, cît şi recuperarea nisipurilor cu lianţi chimici se fac în instalaţii compacte, utilizînd energii minime, obţinînd suprafeţe active ale componentei cuarţoase şi randament de recuperare maxim. Instalaţiile trebuie să fie ieftine şi utilizabile la o producţie minimă. La G.I.F.A.84, instalaţiile expuse, model Eirich, Vibrojet 3, Hazemag Hensel (Tecmafon), reprezintă o serie de soluţii constructive compacte, dar nu răspund la toate problemele de mai sus.

În domeniul automatelor de formare se dezvoltă cele de formare fără rame. Instalaţiile DISA 2130 se prevăd cu un robot Combisetter pentru introducerea miezurilor pe ambele feţe ale formei-bloc şi schimbarea automată a plăcilor model. Firma Fenwich realizează automate de formare fără rame cu planele orizontale de separaţie.

Se amintesc noile automate de formare cu variante G.I.G. (generator cu impuls cu gaze) și varianta G.I.A. (generator de impuls cu aer comprimat).

Linia de formare Formatic-sistem Bühler (formare fără rame), cu realizarea simultană a ambelor semiforme, cu presare suplimentară realizată cu presele hidraulice și linia AIROPACT, cu automatul Air-choc, înglobînd un SPAF cu CONTRA-MIX și o tobă continuă de curățare cu alice tip DT, constituie noutăți în acest sens, prezentînd o deosebită flexibilitate în producție și consumuri micșorate de energie.

La mașinile de turnare sub presiune din noua generație se prevăd sisteme de comandă electronice, controlul postpresării, aplicarea sistemului Nelmar, Ohse, ILZRO, Acurad, grupul de injecție Castmatic TRIULZI, manipulatoare și roboți (Prab, Versatran și Unimate) pentru automatizarea procesului de producție.

În lucrarea [6] se arată materialele necesare (cocs mărunt, rumeguș de lemn, sodă calcinată și silicat de sodiu), procentajele necesare, tehnica brichetării și uscării cu ajutorul unei instalații concepute la întreprinderea I. M. Bacău, cu următoarele caracteristici : productivitate — 40-60 brichete/h, masa brichetei — 1,7 kg/buc., iar forma brichetei — octoedru cu latura 80 mm și înălțimea 100 mm.

Referitor la tehnologia de elaborare a fontei cenușii, se arată că la încărcătura metalică de 900 kg se folosesc cca 20 % brichete cocs și 80 % cocs cu granulație normală.

În urma experimentelor efectuate, se arată că utilizarea cocsului sub formă de brichete la obținerea fontei în cubilou duce la micșorarea consumului de cocs cu cca 4 %, reprezentînd o economie anuală de cca 170 000 lei/an, respectiv aproximativ 200 t cocs/an.

În lucrarea [7] se prezintă o metodă nouă de recondiționare și remediere a pieselor din fontă cenușie, prin sudare sau metalizare cu flacără și pulbere, asigurîndu-se o calitate superioară a pieselor recondiționate.

La pistolul de metalizare, similar din punct de vedere constructiv cu arzătorul de sudare cu flacără oxiacetilenică, amestecul de oxigen și acetilenă de presiune medie antrenează metalul de adaos sub formă de pulbere, iar flacăra formată la capătul suflaiului topește și proiectează granulele pe suprafața de metalizat. Flacăra pistolului de metalizare realizează preîncălzirea suprafeței de acoperit și asigură retopirea materialului depus.

Microstructura piesei de fontă suferă modificări neînsemnate; zona de trecere din stratul depus se caracterizează printr-o structură de soluție solidă suprasaturată, suprarăcită, avînd o microduritate dublă față de soluția solidă din stratul metalizat.

Se analizează pe larg microstructura stratului metalizat.

Autorii afirmă că metoda analizată necesită un utilaj simplu, iar consumul de materiale, energie și manoperă este redus.

3. Tehnologii de turnare

Lucrarea [8] se ocupă de generarea vibrațiilor mecanice și de modalitatea introducerii acestora în masa de metal topit.

Autorii deduc relația $W = \pi^2 \rho \nu^2 a^2$ și ajung la concluzia că, pentru creșterea energiei unei particule aflate în mișcare de oscilație, se poate modifica fie frecvența, fie amplitudinea oscilației.

Autorii dau schema-bloc a unui vibrator electrodinamic. Avantajul de bază al acestor tipuri de generatori este că frecvența oscilației poate fi reglată continuu (max. 10 — 15 kHz).

Autorii au realizat o instalație de generare a ultrasunetelor de mare putere.

Vibrarea formei în care se toarnă metal topit se face fie prin introducerea ultrasunetelor în metalul topit cu ajutorul unei piese intermediare, fie prin vibrarea ansamblului piesei sau cochilei.

În concluzie, autorii apreciază că generatorii de ultrasunete răspund cel mai bine la utilizarea la vibrarea metalelor topite în curs de solidificare.

În lucrarea [9] se prezintă rezultatele unor cercetări privind influența vibrațiilor de înaltă frecvență asupra procesului de solidificare a fontelor cenușii.

Proprietățile aliajului lichid și condițiile de turnare s-au păstrat constante și s-au modificat valorile frecvenței vibrațiilor.

Din studiu rezultă că vibrațiile ultrasonice au o influență hotărîtoare asupra morfologiei și finetii grafitului.

Finisarea lamelelor de grafit și compactizarea lor se datorează micșorării intervalului de solidificare și tendinței de frînare a procesului de grafitizare.

În concluzie, autorii consideră că asupra procesului de solidificare a aliajelor vibrațiile de înaltă frecvență au întotdeauna un efect favorabil, sub aspectul finisării structurii primare și al eliminării de defecte (microsufluri și microretasuri).

Lucrarea [10] tratează îmbunătățirea condițiilor de lucru din turnătoriile de precizie M.U.F. în scopul creșterii indicilor calitativi ai pieselor turnate, creșterii productivității muncii și introducerii factorilor optimi legați de ergonomia muncii.

S-a întocmit algoritmul pentru analiza muncii și conceperii locului de muncă la împachetarea crustelor ceramice și s-a organizat un flux rațional, reducîndu-se la minimum distanțele de parcurs și depozitările intermediare, optimizîndu-se mișcările și mijloacele mișcării, avînd în vedere că deplasările raționale măresc considerabil timpii productivi ai utilajului. Forma de organizare tehnologică a împachetării a fost clasificată cu ajutorul unei cutii morfologice.

În lucrare, se arată principalele faze tehnologice pe care le execută agregatul automat, corespunzător treptei a șasea de automatizare, avînd în componența sa un robot industrial de nivel I de automatizare, adică un robot secvențial fix.

În lucrarea [11] se analizează penetrometrul, aparat care servește la determinarea adîncimii de pătrundere și a rezistenței la penetrație opuse de materialele granulare și amestecurile de formare îndesate prin diferite procedee.

Penetrometrul cu con circular la 30° este recomandat ca un simplu instrument de măsură pentru a asigura o metodă uniformă de caracterizare a rezistenței la penetrație.

Metoda utilizată asigură un sistem comun de caracterizare a proprietăților materialelor granulare și amestecurilor, putînd dezvolta relații de performanțe și de previziune, și servește doar ca mijloc de a măsura, a descrie și a raporta rezistența la penetrație a amestecurilor, fără să dea valori specifice ale tipului de amestec de formare.

Se descriu aparatul, metoda și schema de etalonare și se indică diminuarea erorilor introduse la măsurare.

În lucrarea [12] se analizează mărcile de bază de aliaje de titan care se întrebuințează în construcția avioanelor.

Lucrarea supune atenției problemele actuale ale cercetării științifice în privința elaborării aliajelor de titan, a turnării lingourilor și a pieselor din aliaje de titan. Printre altele, se subliniază necesitatea cercetărilor referitoare la procedeele de turnare a aliajelor de titan prin metodele statice, centrifugale, cu solidificare unidirecțională, cercetări de modelare matematică și prelucrarea datelor experimentale pentru optimizarea proceselor metalurgice etc.

Lucrarea [13] prezintă rezultatele cercetărilor, procedeul tehnologic și instalația pentru obținerea sîrmelor din bronz fosforos. Instalația realizată la I.A.M.N. are o productivitate de 3,3 t/24 h, turnînd 5 fire simultan, cu diametrul sîrmei de 11 mm.

În prima parte a lucrării se tratează transferul termic al căldurii în cristalizor. Se calculează cantitatea de căldură transmisă prin conductibilitate termică Q_c și cea transmisă prin translație Q_t. Calculele demonstrează că, în cazul barelor de secțiune mică, valorile $Q_c \approx Q_t$, iar la creșterea vitezei de turnare W crește implicit mărimea Q_t. În cazul turnării bronzului fosforos, avînd căldură latentă de cristalizare mică, conductibilitate termică ridicată și presiune metalostatică mare, se întrunesc proprietățile ce favorizează mărirea vitezei de turnare și implică utilizarea unui cristalizor mai lung decît cel utilizat în cazul aliajelor de aluminiu.

Particularitatea procedeului I.A.M.N. este turnarea la 45°, astfel încît bulele de gaz formate sînt îndepărtate din zona frontului de cristalizare, obținîndu-se semifabricate lipsite de porozități.

În lucrarea [14] se studiază tehnologii noi pentru realizarea unor piese paletate de mare complexitate, obținute dintr-un oțel inoxidabil martensitic marca C.A.6 NM conform ASTM 487. Se dau compoziția și influența unor elemente de aliere cum sînt : Cr, Ni, W, V, Cu, Mo, Si, Mn. Caracteristicile mecanice sînt $\tau_{tract.} = 760-860$ N/mm^2, $\tau_{curg.} = 550$ N/mm^2, alungirea (50 mm) — 15% și strictiunea — 35%.

S-au făcut încercări fizico-mecanice pe probele de testare executate conform codului ASME 370. Se arată modalitatea de pregătire a testelor bară (turnare, tratament termic, prelucrare și control).

Sub aspect tehnologic, se exemplifică soluția propusă pentru rotor aspirație P 2836—10.

Încercările de realizare au dus la două variante, și anume : tehnologia de turnare de precizie în coji ceramice și tehnologia de turnare în miezuri.

În lucrarea [15] se arată că, trecîndu-se de la o tehnologie de obținere a pieselor finite din semifabricat (bară forjată) prin îndepărtarea unei cantități de metal la o tehnologie de obținere a pieselor prin extrudare, ținîndu-se seamă de materiale și manoperă, se obține o economie de aproximativ 26 milioane lei/an.

Matrițele de extrudare din stellit se obțin prin utilizarea tehnologiei de turnare prin precizie, folosind modele fuzibile din ceară, pentru obținerea cojilor ceramice.

Pentru creșterea durabilității și a stabilității stellitului, se aplică un tratament termic de îmbătrînire la 750°C timp de 70 h.

În lucrarea [16] se studiază tehnologia de turnare a cilindrului cu aripioare pentru motocositoarea „Carpatina".

Cilindrul este o piesă complexă, avînd opt aripioare pentru răcire, piesa cuprinzînd galeriile de admisie și evacuare, scaunele supapelor de admisie și evacuare, precum și diferite goluri necesare unei răciri corespunzătoare. Fonta pentru cilindri ACME trebuie să fie de structură perlitică și să aibă puritatea de 220—260 *HB*.

Obținerea piesei se face prin formarea în miezuri confecționate prin procedeul Croning și turnarea în ploaie.

În lucrare se dau amănunte tehnologice legate de executarea semimodelelor, a cutiilor de miez, a dispozitivului pentru rabaterea cutiei de miez, precum și de modificarea profilelor galeriilor de admisie și evacuarea în zona scaunelor supapelor etc.

În lucrarea [17] autorii clasifică fluxurile după rolul lor funcțional : de acoperire ; de dezoxidare ; de degazare ; de modificare și de recuperare a metalului.

Eficiența maximă a fluxurilor depinde de respectarea tehnologiilor de tratare chimică privind compoziția băii metalice, temperatura de tratare și raportul flux-aliaj lichid.

Spre a evita dificultățile datorate sensibilității aliajelor cu bază de cupru, la absorbția de gaze, oxidare și la pierderile de metal prin ardere, s-au elaborat o serie de fluxuri pentru aliajele Cu—Sn, Cu—Al, Cu—Zn.

Tehnologia stabilită de I.C.S.I.T.P.S.C. la utilizarea fluxurilor de recuperare oferă o serie de avantaje precum : pierderi minime de metal datorate oxidării ; zgura rezultată după retopirea deșeurilor este friabilă, neaderentă la pereții creuzetului de topire ; coeficientul de recuperare a metalului este de peste 90% ; operațiile impuse de procedeul de recuperare sînt simple și ieftine ; procedeul se poate aplica în toate turnătoriile de aliaje neferoase ușoare sau centralizat, ducînd la economii însemnate de metal.

Titlul lucrărilor prezentate

[1] — Măsuri privind creșterea durabilității matrițelor de turnat sub presiune — Zubac, Vl., Soporan, V., Dragoș, E. și Topan, G.

[2] — Turnarea sub presiune în matrițe vidate — Soimoși, F., Kovacs, Șt., Vaida, C.

[3] — Studiu asupra regimului termic al matrițelor de turnat sub presiune — Zirbo, Gh., Zubac, Vl., Biriș, I., Soporan, V., Sas, Gh., Nagy, E.

[4] — Cercetări asupra alimentării pieselor turnate sub presiune — Zirbo, Gh., Rusu, T., Soporan, V., Sas, Gh.

[5] — Dezvoltări noi ale utilajului tehnologic în turnătorii — Zubac, Vl., Zirbo, Gh., Rus, T., Soporan, V., Sas, Gh.

[6] — Tehnologie și instalații de brichetat praf de cocs, în vederea folosirii acestuia la topirea fontei în cubilou — Adam, N., Savin, C., Cruceru, D., Oprișan, M.

[7] — Recondiționarea pieselor din fontă cenușie prin metalizare — Matei, Gh., Bicsak, E., Spârchez, Z., Demeteru, I., Marinescu, Gh., Gruia, C., Cîmpeanu, R.

[8] — Aparatură pentru modificarea caracteristicilor fizico-mecanice ale fontelor în procesul de solidificare prin vibrații de înaltă frecvență — Cătană, V., Bontaș, D., Pintilie, G., Brabie, G., Gherghel, M., Popovici, R.

[9] — Tehnologie de îmbunătățire a caracteristicilor fizico-mecanice ale fontelor în procesul de solidificare prin utilizarea vibrațiilor de înaltă frecvență — Cătană V., Bontaș, D., Pintilie, C., Brabie, G., Gherghel, M.

[10] — Contribuții originale privind automatizarea împachetării crustelor ceramice obținute cu modele ușor fuzibile — Viorel, E.

[11] — Aparat pentru determinarea rezistenței la penetrație a materialelor granulare necoezive utilizate la împachetarea crustelor ceramice — Viorel, E., Petrescu, N.

[12] — Probleme actuale și de perspectivă ale cercetării științifice și ingineriei tehnologice în domeniul obținerii lingourilor și pieselor turnate din aliaje de titan utilizate în aeronautică — Nica, M., Sîrb, Gh., Cojocaru, V., Stanciu, I., Sendroiu, D.

[13] — Procedeu și instalații de obținere a sîrmelor turnate continuu din bronzuri cu staniu și alte aliaje pe bază de cupru — Jula, Gh., Bădescu, Al.

[14] — Cercetări tehnologice de realizare prin turnare a unor repere de echipamente pentru centralele nuclearo-electrice — Epurescu, C., Boghin, P., Teodorescu, V., Popa, H., Iatan, R.

[15] — Realizarea prin turnarea de precizie a matrițelor de extrudare din stellit pentru burghie elicoidale — Popa, Maria, Epurescu, C., Ioan, Eugenia, Teodorescu, V., Boghin, P.

[16] — Cercetări privind realizarea prin turnare a cilindrilor cu aripioare destinați motoarelor A1—75 pentru motocositoarea „CARPATINA" — Simion, V., Bogdan, C., Drăgan, I., Beșleagă, V.

[17] — Reducerea consumului de metal la elaborarea și turnarea pieselor din aliaje de aluminiu — Ioan, S., Iorgovan, M., Irvailovici, A.

întocmit : Prof. dr. ing. *Zubac V*
Prof dr. ing. *Zirbo Gh*

UZINA „CABLUL ROMÂNESC" PLOIEȘTI – șase decenii de existență și activitate

Uzina „Cablul Românesc" Ploiești a împlinit la 12 noiembrie 1985 șaizeci de ani de existență și activitate, moment de bilanț cu rezultate remarcabile, atît în dezvoltarea sa, cît și în producția pe care o realizează.

Înființată în 1925, ca o consecință a dezvoltării industriei petroliere din împrejurimile orașului Ploiești, uzina a cunoscut o reevaluare a potențialului său numai după actul naționalizării și în mod cu totul deosebit în ultimele două decenii, cînd capacitățile de producție au crescut de peste 4 ori.

Uzina a fost în permanență principalul furnizor de cabluri din oțel pentru toate ramurile economiei naționale, asimilînd în fabricație peste 50 tipodimensiuni de cabluri cerute de utilaje de mare și importantă complexitate.

Începînd cu anul 1968, uzina s-a prezentat și pe piața internațională, livrînd mii de tone de cabluri în țări ca : U.R.S.S. ; R.F. Germania ; R.P. Chineză ; R.P.D. Coreeană ; R.P. Bulgaria ; R.P. Albania ; Iran etc.

Prin experiența acumulată de-a lungul anilor s-a constituit nucleul de pregătire a cadrelor necesare unităților similare de la Combinatul Metalurgic „Cîmpia Turzii" și I.S.P.S. Buzău, iar abordarea cu fermitate a tuturor sarcinilor de producție a situat acest colectiv de muncă pe locul II în întrecerea socialistă pe anul 1984.

La cei 60 ani, mîndria colectivului o constituie tineretul său, cu o medie de vîrstă de 26 ani, care este ferm hotărît de a continua tradiția de muncă, asigurînd uzinei un loc fruntaș în metalurgia din R.S.R.

Ing. *Oancea C.*

REVISTA REVISTELOR

Iz. VUZ-Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 7, 1985

Schimbarea structurii în topiturile metalice, p. 1 — Ereditatea în metalele lichide, p. 8 — Starea metalică a topiturilor și schimbările de structură, p. 10 — Schimbările de structură în metalele lichide după datele experimentale și din punctul de vedere al teoriei, p. 16 — Cercetarea agregatelor și fazelor în metale și aliaje lichide, p. 26 — Cauzele anomaliilor proprietăților fizice ale topiturilor metalice, p. 30 — Ecuațiile cinetice ale reducerii oxizilor de fier în perioada autocatalizei, p. 36 — Teoria dinamicii de impregnare cu soluții a corpurilor poroase, p. 39 — Cercetarea variantelor tehnologiei de încălzire a șarjei pentru aglomerare cu retur cald, p. 42 — Structura, textura și rezistența mecanică a aglomeratelor, p. 44 — Influența frecvenței pulsațiilor aerului insuflat asupra indicatorilor tehnologici ai afinării în convertizor a fontelor cu conținut scăzut de mangan, p. 48 — Studierea legităților procesului de topire a deșeurilor în baia convertizorului cu oxigen, p. 52 — Regimuri de cristalizare a topiturilor în cazul unei răciri rapide, p. 56 — Comportarea incluziunilor nemetalice în cazul încălzirii cu arc electric cu atmosferă de argon-hidrogen, p. 58 — Prognozarea caracteristicilor mecanice ale metalului supus deformării, p. 61 — Cercetarea experimentală a lungimii arcului de contact al benzii cu cilindrul, în cazul laminării la rece, prin metoda fotografierii, p. 64 — Perfecționarea procesului de netezire a țevilor pe laminorul cu trei cilindri, p. 69 — Reducerea deșeurilor de metal pe slebingul 1150, prin stabilizarea lungimii sleburilor, p. 73 — Îmbunătățirea regimului de temperatură al funcționării dornurilor de la laminorul în pas de pelerin, p. 78 — Cercetarea mecanismului de compactare a pulberilor în etapa inițială de presare, p. 81 — Stabilirea regimurilor tehnologice de extragere pneumatică a învelișurilor cu muchii de pe un poanson nedemontabil, p. 85 — Alunecarea prin contact în procesul de degroșare elicoidală la cald, p. 88 — Metodă de proiectare automatizată a matrițelor de presat, p. 92 — Alegerea unei scheme raționale de matrițare a semifabricatelor pentru roți, p. 95 — Metodă de calculare a parametrilor tehnologici ai producției de profile pentru armături, p. 98 — Modelarea aliajelor metalice amorfe cu ajutorul calculatorului electronic, p. 102 — Transferarea (deplasarea) prin difuziune a carbonului în nichel în cazul acțiunii impulsurilor de înaltă presiune, p. 112 — Acoperiri cu carburi de crom pe bază de aliaje dure fără wolfram KNT—16, p. 116 — Proprietățile acustice ale tablei din oțel cu conținut scăzut de carbon, p. 119 — Particularitățile omogenizării materialelor neomogene chimic, p. 122 — Durificarea superficială a aliajelor policristaline W—Zr în cazul saturării interne a acestora, p. 126 — Particularitățile de formare a structurii în cazul laminării la cald a oțelului 09G2S, p. 129 — Modelul matematic al procesului de solidificare a cilindrilor de laminor, p. 132 — Metodă de calcul al regimurilor termice de la cuptoarele de încălzire, p. 136 — Model matematic de antrenare a fazei lichide din stratul de barbotare, p. 139 — Modelul matematic al schimbului de căldură în umplutura cauperelor, p. 142 — Modelarea aproximativă a proceselor de aspirație industrială din secțiile metalurgice, p. 144 — Optimizarea dispunerii înregistrărilor bazei de date în sistemul automatizat de conducere „comandă", p. 147 — Determinarea puterii de acționare a mașinilor pentru îndreptarea laminatelor cu secțiune rotundă, p. 149 — Fundamentarea rezervelor capacităților de producție, p. 153 — Cinetica descompunerii soluțiilor solide supraîncălzite, p. 159 — Mecanismul reacției perliticoeutectice în sistemul Fe-C-Cr, p. 159 — Umectarea cărbunilor cu fontă și zgură lichide, p. 160 — Studierea contracției aglomeratului metalizat în atmosferă reducătoare, p. 161 — Particularitățile aglomerării concentratelor de la uzina de nichel MOA (Cuba) la prăjirea peletelor, p. 162 — Parametri energetici și de forță ai procesului de deformare a benzilor între cilindrii mobili și cei de antrenare, p. 163 — Calcularea cîmpului de temperatură pe calculatoare electronice în cazul extrudării inverse, p. 164 — Stabilirea temperaturii trecerii de faze magnetice cu ajutorul punții de inducție mutuală, p. 165 — Reducerea arsurilor de fier în curentul de entalpie mare de hidrogen, p. 166 — Particularitățile grafitizării laminatelor din fontă albă, p. 167 — Influența sulfului asupra eficienței modificării nichelului cu elemente de pămînturi rare, p. 168 — Interacțiunea de adsorbție în sistemul strat de minereu de fier — curent de gaze de filtrare, p. 169 — Controlul încălzirii metalului prin metoda măsurătorilor dinamice, p. 170 — Formule de calcul al procesului termic în țevile cu pereți groși, p. 171 — Intensificarea regimului de gaze la cuptoarele turn pentru tragere, p. 172.

Metallurghicheskaia i gornorudnaia promișlennost, U.R.S.S., nr. 3, 1985

Fabricarea și asimilarea instalației industriale pentru insuflarea combustibilului din cărbune pulverulent în creuzetul furnalelor, p. 5 — Studierea filtrării fontei prin topituri de zgură, p. 7 — Diagnosticarea aparatelor de încărcare din punctul de vedere al etanșării, p. 9 — Comportarea sulfului în procesul de piroliză a cărbunelui, p. 11 — Studierea bazei de materii prime de la TOF Stahanovsk, p. 13 — Concluziile și perspectivele dezvotării tratamentului oțelului în afara cuptorului, în întreprinderile metalurgice din Ucraina, p. 14 — Trecerea convertizoarelor din secția de convertizoare cu oxigen de la Azovstal la suflarea combinată cu creșterea consumului de deșeuri pînă la 40—75%, p. 16 — Asigurarea unei corelații optime a caracteristicilor de rezistență și plasticitate ale roților monolit de cale ferată, p. 19 — Eficiența utilizării pe laminoarele degrosisoare a cilindrilor cu suprafață de lucru striată, p. 21 — Regimuri raționale de laminare la cald a oțelului 08IuA, p. 23 — Elaborarea și cercetarea tehnologiei de laminare a semifabricatelor pătrate pe laminorul 650 cu utilizarea

calibrelor finisoare pentru cilindri, p. 27 — Laminarea oţelului lat şi pătrat pe un calibru universal cu patru cilindri, p. 28 — Mărirea rezistenţei în exploatare a utilajului pentru fabricarea roţilor, p. 30 — O nouă tehnologie de fabricare a pieselor în vederea menţinerii filtrului ţevilor şi a mufelor petroliere, p. 32 — Fabricarea ţevilor petroliere pentru exploatarea în condiţii de temperaturi joase, p. 34 — Îndreptarea ţevilor de precizie cu scule din poliuretan, p. 35 — Stabilirea interconexiunii între abaterile de la grosimea pereţilor şi masa ţevilor, p. 38 — Particularităţile deformării capetelor de început ale ţevilor pe laminoare automate şi căi de stabilizare a prinderii ţevilor pe laminoarele netezitoare, p. 39 — Cercetarea cineticii de descompunere a austenitei suprarăcite a oţelului 34HN1M în procesul de răcire continuu, p. 41 — Influenţa microalierii asupra rezistenţei la frig şi la hidrogen a oţelului 15 după tratamentul termomecanic, p. 42 — Cercetarea influenţei compoziţiei chimice a oţelurilor microaliate cu titan asupra proprietăţilor mecanice şi tehnologice ale ţaglelor pentru ţevi, p. 44 — Influenţa regimurilor de tratament termomecanic la temperaturi înalte asupra proprietăţilor mecanice şi structurii oţelurilor de construcţii, p. 45 — Linie de pregătire în flux a suprafeţei sîrmei în vederea fosfatării şi trefilării, p. 47 — Influenţa acţiunii ciclice termice şi mecanice asupra nivelului proprietăţilor sîrmei din oţel 08G2S, p. 49 — Creşterea productivităţii excavatoarelor cu rotor în întreprinderile RPO Ucrogneupornerud, p. 49 — Utilizarea prafului captat din gazele arse de la arderea caolinului în cuptoare rotative, p. 51 — Mase refractare pe bază de liant din zgură şi sticlă lichidă, p. 53 — Fabricarea peletelor autofondante cu utilizarea diferitelor adaosuri de liant, p. 60 — Studierea modificării formelor la ramele cărucioarelor de la maşinile pentru prăjire OK—306, p. 62 — Raţionalizarea construcţiei plăcilor concasoarelor cu fălci, p. 63 — Creşterea siguranţei în funcţionarea maşinii de debitat ţevi la laminorul 159—529, prin alegerea unor viteze raţionale de sudare şi planificarea sectorului de separare a ţevilor, p. 65 — Experienţa stabilirii valorilor limită ale parametrilor stării tehnice a maşinilor, p. 67 — Căi de reducere a cheltuielilor de reparaţii în întreprinderile metalurgice, p. 69 — Metodica de stabilire a normativelor individuale ale producţiei nete pentru ţevile din oţel, p. 71 — Sistem de conducere automată a profilului benzii la linia de laminare continuă la rece 650, p. 73.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 6, 1985

Perfecţionarea tehnologiei de aglomerare a concentratelor cu granulaţie fină, p. 22 — Cercetarea în condiţii industriale a proprietăţilor metalurgice ale materialelor de cale ferată, p. 24 — Experienţa funcţionării furnalelor în funcţie de conţinutul de cenuşă prognozat al cocsului, p. 27 — Influenţa compoziţiei încărcăturii de furnal asupra rezistenţei lingotierelor mari, p. 29 — Torcretarea cu flacără a căptuşelii bolţii cuptoarelor Martin, p. 30 — Instalaţie de alimentare dozată a adaosurilor, dezoxidanţilor şi a substanţei de carburare în oala de turnare a oţelului, p. 31 — Utilizarea zgurelor de convertizor, depozitate în haldă, în calitate de îngrăşămînt complex, p. 32 — Produse magneziocromitice pentru orificiile de evacuare din convertizoare şi cuptoare Martin, p. 33 — Stabilizarea profilului transversal al laminatului pentru tablă pe laminorul 1700, p. 34 — Îmbunătăţirea proprietăţilor mecanice ale semifabricatelor pentru fabricarea tablei, p. 36 — Îmbunătăţirea calităţii suprafeţei tablelor negre, p. 37 — Cilindri cu strunjire inelară în interior, p. 39 — Mărirea preciziei diametrului exterior la ţevile presate, p. 40 — Dezvoltarea şi perfecţionarea organizării muncii în acord global şi stimularea muncii, p. 45 — Organizarea şi conducerea activităţii economice la Combinatul metalurgic din Karaganda, p. 46 — Îmbunătăţirea condiţiilor de muncă la uzina de ţevi din Nikopol, p. 48.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 7, 1985

Mecanizarea şi automatizarea proceselor în siderurgia U.R.S.S. în 1984, p. 11 — Utilizarea vibrometrelor automate la diagnosticarea tehnologică a funcţionării defectuoase a furnalelor, p. 15 — Mecanizarea stringerii materialelor de încărcătură în gropile de schimb ale furnalelor, p. 18 — Experienţa utilizării umidometrelor cu neutroni pentru cocs metalurgic de tip VNSK, p. 19 — Îmbunătăţirea calităţii sleburilor turnate continuu în cazul utilizării cristalizoarelor cu conicitate variabilă pe înălţime, p. 22 — Sistem automat de dozare gravimetrică a materialelor pulverulente, p. 23 — Utilizarea cîntarelor la macaralele de turnare, p. 24 — Sector mecanizat complex de pregătire a lingotierelor în oţelăria Martin, p. 26 — Măsurarea temperaturii oţelului lichid în oală, p. 28 — Sistem automatizat de comandă a regimului de temperatură al cuptorului de încălzire de la laminorul continuu pentru profile uşoare 250—1, p. 31 — Sistemul de măsurare a grosimii benzilor pe laminorul cu patru caje 1700, p. 33 — Automatizarea operaţiilor în producţia de laminate, pe baza indicatorilor cu fotoelectroni cu acţiune selectivă, p. 35 — Dispozitiv pentru răsturnarea selectivă a semifabricatelor pe grătare, p. 36 — Atestarea locurilor de muncă şi rolul acesteia în creşterea productivităţii muncii, p. 39 — Experienţa introducerii robototehnicii la Combinatul metalurgic Nijnii Taghil, p. 41.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 8, 1985

Strategia şi tactica reparaţiilor utilajelor, p. 34 — Comportarea zincului şi a alcaliilor în furnale, p. 36 — Torcretarea oalelor de 300 t pentru turnarea oţelului, p. 39 — Progresul tehnic în industria laminatelor, p. 40 — Direcţiile de bază ale dezvoltării economiei Combinatului metalurgic Cerepoveţ, p. 43 — Plan complex cu privire la îmbunătăţirea condiţiilor de muncă la combinatul metalurgic Cerepoveţ, p. 45.

Giesserei, R.F.G., nr. 18, 1985

Controlul de proces, prelucrarea şi transmiterea datelor în domeniul instalaţiilor automate de formare, prin intermediul microprocesoarelor, p. 507 — Debavurarea la presă a pieselor din fontă cu grafit lamelar şi nodular, p. 513 — Premise şi posibilităţi de organizare a sistemelor integrate de asigurare a calităţii din turnătorii. Partea I: Premise şi obiective, p. 517 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării sub presiune. Partea a II-a: Turnare, topire, tehnologie, p. 521.

Giesserei, R.F.G., nr. 19, 1985

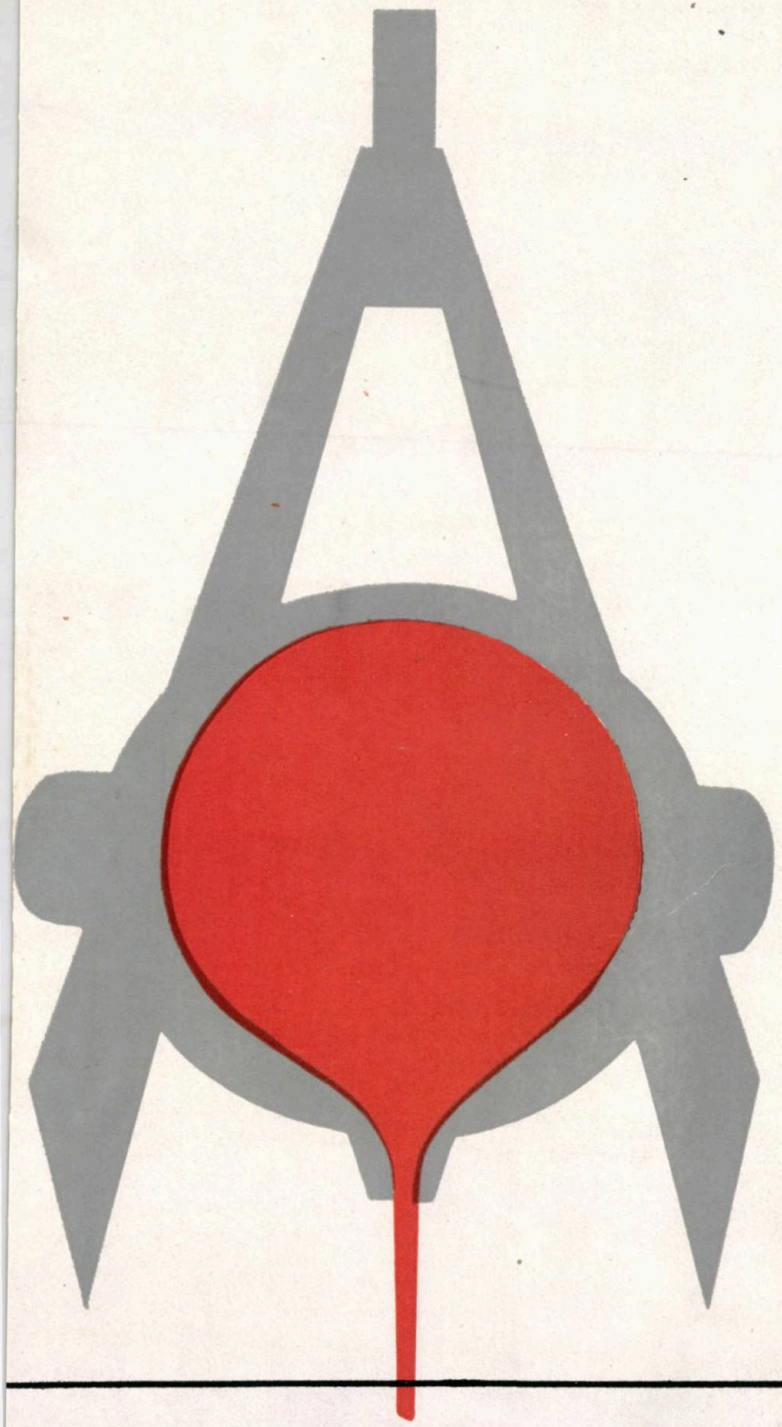
Alfactometria — stadiul dezvoltărilor, controlul prin tehnica de măsurare a materialelor cu miros intens, p. 537 — Date şi principii statistice pentru debavurare — obiectivul principal: debavurarea pieselor turnate din metale neferoase, p. 541 — Utilizarea industrială a analizei termice a aliajelor turnate din aluminiu, p. 545 — Organizarea sistematică a planificării producţiei — Schimb de experienţă asupra studiului muncii în 1985, p. 549 — Sinteză bibliografică anuală asupra procedeelor şi instalaţiilor de finisare (urmare 22), p. 552.

Giesserei, R.F.G., nr. 20, 1985

Al 52-lea Congres internaţional de turnătorie, 1985, Melbourne, p. 565 — Utilizarea calculatorului în turnătorie. Noi posibilităţi de organizare a producţiei, comanda procesului şi asigurarea calităţii, p. 565 — Filtrarea topiturilor de fontă, p. 571 — Premise şi posibilităţi pentru crearea sistemelor integrate de asigurare a calităţii în turnătorii. Partea a II-a: Studiul ştiinţei şi tehnicii de asigurare a calităţii, p. 576 — Piese turnate expuse la Aachen '85, p. 581 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării metalelor uşoare, în nisip şi în cochilă (urmare 22) — Partea I. Turnarea aluminiului, p. 583 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării metalelor uşoare, în nisip şi în cochilă (urmare 22) — Partea a II-a: Turnarea magneziului — materiale şi proprietăţile lor, p. 591.

Centrul de Cercetari și Proiectari pentru Fabricație Produse Siderurgice Hunedoara

Execută pe bază de comenzi:



— studii și lucrări de cercetare

— proiecte și documentații tehnice de execuție

— analize de laborator pentru determinări fizice și chimice în domeniul perfecționării producției de cocs, aglomerat fontă, oțel și laminate

C C P F P S

— HUNEDOARA —

E 3280

Kohászat
Fémkr.

R 1986 JÚN 2 3

METALURGIA

REFERALVA

5

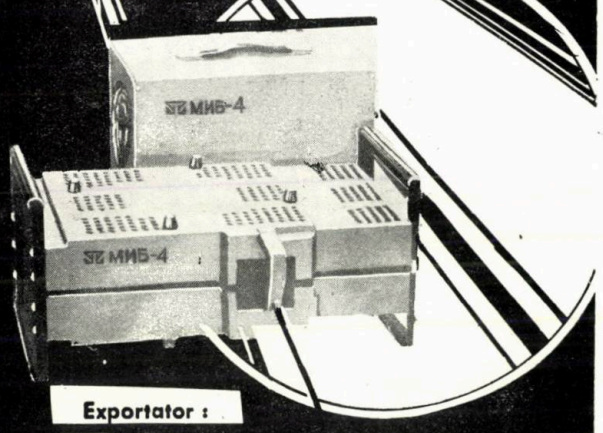
METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XXXVIII • NR. 5 • MAI 1986

CONTROLUL NEDISTRUCTIV DE SIGURANȚĂ AL PRODUSELOR CU GROSIMEA DE PÎNĂ LA 150 mm (din oțel) prin metoda roentgenografică, cu ajutorul betatronului MIB-4 de dimensiuni reduse

- domeniu larg de utilizare în diferite ramuri ale industriei
- utilizare în condiții de cîmp
- greutate redusă și posibilitatea transportului manual

CARACTERISTICI TEHNICE DE BAZĂ

Energia maximă a electronilor accelerați, MeV 4
Sensibilitatea roentgenografică, %...min 2
Masa emițătorului de radiații, kg....cca 50
Masa totală a betatronului, kg....sub 150



Exportator :

Techsnabexport

USSR MOSCOW

U.R.S.S., 121200 Moskwa, Smolenskaia-Sennaia 32/34
Telefon : 244 32 85 Telex : 411328 TSE SU

PUBLICOM

METALURGIA

Anul 38 Nr. 5 Mai 1986

CUPRINS

Avram, R., Trifan, M., Budrugeac, S. și *Atanasiu, C.*: **Valorificarea superioară a fracțiunii de ulei (230—290°C) rezultată la distilarea gudronului cocsochimic** 201

Tripșa, I.: **Tehnologii noi pentru reducerea consumurilor de materiale la elaborarea oțelului în convertizoarele cu oxigen.** 205

Apa, L.: **Metodă de calcul pentru stabilirea solubilității unor gaze în aliaje feroase binare, aplicabilă întregului domeniu de concentrații.** 208

Bulnariu, I., Berceanu, E., Mustață, C. T. și *Ivănescu, A.*: **Influența fierului vechi preîncălzit asupra dozării încărcăturii metalice la convertizoarele cu oxigen de tip LD.** . . . 214

Gaba, A.: **Aspecte ale utilizării arzătoarelor cu viteză mărită la cuptoarele de încălzire.** 217

Oprea, Fl., Miloșeriu, O. și *Vlad, M.*: **Cercetări privind acoperirile metalice cu aliaje zinc-aluminiu.** 221

Brabie, V., Toboc, P. și *Neagu, G.*: **Tratamentul de injecție în oală, mijloc de îmbunătățire a calității oțelurilor și fontelor de turnătorie.** 226

Wanyorek, C.: **Viteza de ridicare a metalului lichid și implicațiile ei în tehnologia turnării.** 231

Ripoșan, I., Chișamera, M., Boghici, M., Ștefan, I., Cibian, S. și *Dinescu, L.*: **Influența nodularității grafitului asupra caracteristicilor fontelor modificate.** 233

Lazăr, L. și *Cojocaru, M.*: **Aspecte teoretice și practice privind posibilitatea utilizării calculatorului electronic în conducerea proceselor de tratament termic.** 239

Pumnea, C.: **Cercetări asupra structurii metalografice a aliajelor pe bază de cobalt cu rezistență mare la uzare și la coroziune.** . . . 244

RECENZIE 213

DOCUMENTARE 225, 230, 232,

REVISTA REVISTELOR 243, 247

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex : 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Tehnoredactor : EC. CHIPARIZOPOL

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25. București

---

I. P. „Informația" — c. 2147

CONTENTS

DC : 66.048 : 662.749.4

Avram, R. Trifan, M. and *Budrugeac, S.* : **The upgrading of the 230—290°C fraction from the distillation of coke tar**
The paper presents the results obtained during coke absorbtion oil processing. The authors mentioned the raw material composition, the processing flow, the composition of the fractions obtained by correction and the composition of the new absorbtion oil.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 201—204

DC : 669.18 : 669.162.252

Tripșa, I. : **New technologies for the reduction of material consumption in BOF steelmaking**
The author presents several methods of reducing the material consumption in BOF steelmaking, such as the decrease of silicon rate in hot metal.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 205—207

DC : 669.017.12

Apa, L. : **Calculation method for the determination of the solubility of gases in binary ferrous alloys, applied to the whole concentration range**
In order to determine by calculation the solubility of gases (H, N) in binary ferrous alloys for the whole concentration range, on the basis of the data for the limited cases (pure, iron, pure alloying element), the author suggests a new method on a second degree quasiempirical relationship (parabole), a simpler relationship than the one based on the thermodynamics study of theoretical models on the above mentioned system. By comparing the calculated values with the experimental ones, a satifying consistency is obtained for the most part of the alloys under study.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 208—213

DC : 669.184.244.86

Butnariu, I., Berceanu, E., Mustață, C. T. and *Ivăncescu, Al* : **The influence of preheated scrap on the dosing of metal load in LD type BOFs**
The paper presents the results obtained by the authors refering to the increase of the scrap rate in the BOF load. The study was based on the data collected from one conventionnally killed steel made in a 180 t LD type BOF.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 214—216

DC : 662.944.2 : 669.041

Gaba, A. : **Aspects of the use of high speed burners in heating furnaces**
The authors present the gasodynamic aspects and the heat transfer in reversed flame soaking pit, highlighting the influence of gas speed on the heat transfer. The author presents also the experimental results obtained on the above mentioned furnace by the use of obsolete burner, as well as by the use of the high speed burner.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 217—220

DC : 621.793

Oprea, Fl., Miloșeriu, O. and *Vlad, M.* : **Researches on zinc-aluminium alloy coating**
The authors studied the influence of aluminium and of other alloying elements in small quantities on the coating quality with a view to reducing metal losses, coating layer weight as well as to increasing corrosion strength.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 221—225

DC : 621.43—4 : 669.14 : 669.13

Brabie, V., Toboc, P. and *Neagu, G.* : **Ladle injection, a way to improve the quality of foundry steel and cast iron**
The paper presents certain theoretical considerations on the mass transfer in the injection process of reactive powders in hot metal bath. The authors also present the main possibilies of applying the injection method in foundry shops as well as the experimental results.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 226—230

DC : 66.02 : 621.746

Wanyorek, C : **The liquid metal raising speed and its implications in foundry technology**
An unsufficient V_r of the liquid metal in the moulds determines casting defects, such as : inclusions, overlappings, folds, voids, which may be avoided by the increase of the raising speed of liquid metal $V_r = \frac{Q}{S}$, by the increase of the filling yield, Q and by the reduction of the horizontal area S of the part shape, taken in the pouring position (by tilting the mould when pouring).

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 231—232

DC : 669.131.622

Ripoșan, I., Chișamera, M., Boghici, M., Ștefan, I., Cibian, S. and *Dinescu, L.* : **The influence of graphite nodularity on the characteristics of modified cast iron**
The development of vermiculary graphite cast iron calls for the reestimation of the problem of graphite nodularity with a view to upgrading all the fields containing associations of nodular and vermiculary graphite, in different rates, from 10 % vermiculary graphite to 100 % nodular graphite.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 233—238

DC : 621.38 : 621.785

Lazăr, L : **Theoretical and practical aspects of the use of computer in heat treatment control**
The paper analyses and gives examples of the possibilities of drawing up the mathematical model of the experiment carried out with a view to determining the influence of the typical parameters of the heat treatment (quenching + high annealing) applied to 34MoCrNi 15 X steel on the resulted operation characteristics. The results obtained as a consequence of the experience cycle, accomplished under the conditions imposed by the mathematical model which had been adopted, materialized in regression equations, are used with a view to computer processing in order to reach an optimum process management.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 239—243

DC : 669.018.2 : 669.25

Pumnea, C. : **Researches on the metallographic structure of high wear and corrosion strength cobalt alloys**

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 244—246

INHALT

DK : 66.048 : 662.749. 4

Avram, R., Trifan, U. und *Budrugeac, S.* : **Höhere Verwertung der 230—290°C—Fraktion bei der kokschemischen Teerdestillierung**

In der Arbeit werden die bei der kokschemischen Absorptionsölverarbeitung erhaltenen Ergebnisse vorgestellt. Es werden ebenfalls die Rohstoffzusammensetzung, das Bearbeitungsschema, die Zusammensetzung der durch Schleifen erhaltenen Fraktionen, sowie die Zusammensetzung des neuen Absorptionsöls angeführt.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 201—204

DK : 669.18 : 669.162.252

Tripşa, I. : **Neue Technologien zur Herabsetzung des Werkstoffverbrauchs bei der Stahlerzeugung in Sauerstoffkonvertern**

Es werden einige Technologien zur Herabsetzung des Werkstoff verbrauchs bei der Konverterstahlerzeugung, wie z. B. die Herabsetzung des Siliziumghehaltes Im flüssigen Gusseisen.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 205—207

DK : 669. 017.12

Apa, I. : **Berechnungsverfahren zur Bestimmung der Löslichkeit einiger in binären Eisenlegierungen enthaltenen Gase, anwendbar im gesamten Konzentrationsbereich**

Es wird eine neue auf eine quasiempirische Beziehung zweiten Grades (Parabel) beruhende Methode vorgeschlagen mit dem Ziel mathematisch die Löslichkeit einiger in binären Eisenlegierungen enthaltenen Gasen (H, N) zu bestimmen und welche für den gesamten Konzentrationsbereich anwendbar durch die Verwendung der Grenzfalldaten (Reineisen, Reinlegierungselemente). Diese Methode ist einfacher als die Beziehung, die aus der thermodynamischen Analyse einiger theoretischen Modelle des behandelten Systems hervorgeht. Beim Vergleich der berechneten Werte mit den experimentell bestimmten Daten, stellt man eine befriedigende Übereinstimmung der meisten analysierten Legierungen fest.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 208—213

DK : 669.184.244.86

Bulnariu, I., Berceanu, E., Mustaţă, C. T. und *Ivănescu, Al.* : **Der Einfluss des vorgewärmten Schrottes auf die Beschickung des LD—Konverters**

Die Arbeit stellt die von den Autoren erzielten Ergebnisse vor, bei der Schrottanteilerhöhung in der Beschickung des LD—Konverters. Das vorliegende Studium beruht auf die Daten bezüglich des im 180 t LD—Konverter hergestellten und herkömmlich beruhigten Stahles.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5. p. 214—216

DK : 662.944.2 : 669.041

Gaba, A. : **Aussichten zur Anwendung in Wärmeöfen der für erhöhte Geschwindigkeiten vorgesehenen Brenner**

Es werden die gasdynamischen-und Wärmeübertragungsansichten eines Tiefofens mit geschwenkter Flamme vorgestellt, indem der Einfluss der Gasgeschwindigkeit auf die Wärmeübertragung hervorgehoben wird.

Es werden ebenfalls die mit dem erwähnten Tiefofen erzielten Versuchsergebnisse vorgestellt, die anhand der Anwendung nicht nur des bekannten Brenners, sondern auch des für erhöhte Geschwindigkeiten vorgesehenen Brenners erreicht wurden.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 217—220

DK : 621.793

Oprea, Fl., Mitoşeriu, O. und *Vlad, M.* : **Forschungen zu den metallischen Zink-und Aluminiumlegierungsüberzügen**

Es wird der Einfluss kleiner Mengen von Aluminium und anderen Legierungselementen auf die Überzugsqualität untersucht, mit dem Ziel die Metallverluste herabzusetzen, das Überzugsgewicht zu senken und die Korrosionsbeständigkeit zu erhöhen.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 221—225

DK : 621.43—4 : 669.14 : 669.13

Brabie, V., Tobac, P. und *Neagu, G.* : **Pfanneneinblasbehandlung-eine Methode zur Verbesserung der Stahl-und Giessereiroheisenqualität**

In der Arbeit werden einige theoretische Betrachtungen zur Massenübertragung während des Einblasvorgangs der reaktiven Pulver in dem Metallbad analysiert. Es werden ebenfalls die Giessereihauptanwendungsbereiche der Einblastechnik, sowie einige Versuchsergebnisse vorgestellt.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 226—230

DK : 66.02 : 621.746.01

Wanyorek, C. : **Die Hubgeschwindigkeit und ihre Beteiligung an der Giesstechnik**

Eine unzureichende Hubgeschwindigkeit V_r des sich in der Schale befindlichen Flüssigmetalls verursacht verschiedene Gussfehler, wie : Einschlüsse, Hohlräume, Überwalzungsfehler, Dopplungen. Diese können mit Hilfe der $V_r = \frac{Q}{S}$ Hubgeschwindigkeitserhöhung, des Wachstums der Füllungsleistung **Q** und der Herabsetzung der *S*- Horizontaloberfläche, der sich in Giessstellung befindlichen Werkstückform (also mit geneigter Schale während des Giessens) vermieden werden.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 231—232

DK : 669.131.622

Ripoşan, I., Chişamera, U., Boghici, M., Ştefan, I., Cibian, S. und *Dinescu, L.* : **Einfluss des Graphitkugelgehalts auf die Eigenschaften des modifizierten Gusseisens**

Das Auftreten des Gusseisens mit Vermikulargraphit führdie Notwendigkeit der Wiedererforschung der Graphitkut gelbildung herbei, sodass alle Bereiche verwertet werden welche Zusammenlagerungen von verschiedenen Vermikular-und Kugelgraphit mit Anteilen von 100 % Gv bis 100 % Gn enthalten.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 233—238

DK : 621.38 : 621.785

Lazăr, L. : **Theoretische und praktische Betrachtungen zum Einsatz der elektronischen Digitalrechenmaschinen, für die Steuerung der Wärmebehandlungsvorgänge**

Die Arbeit analysiert und exemplifiziert für den 34 Mo Cr Ni 15 x Stahl die Möglichkeiten der mathematischen Gestaltung des Experiments zur Bestimmung des Einflusses der typischen Wärmebehandlungsparameter (Härtung + Anlassen bei hohen Temperaturen), welche auf die Betriebseigenschaften dieser Stahlsorte angewandt werden. Die Ergebnisse der Experimente, die unter den vom mathematischen Modell bedingten Bedingungen ausgeführt worden sind und als Regressionsgleichungen ausgedrückt werden und, zur Verarbeitung mit Hilfe der elektronischen Digitalrechenmaschine, um eine optimale Prozesssteuerung zu erreichen, verwendet werden.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 239—243

DK : 669.018.2 : 669.25

Pumnea, C. : **Studien zum metallographischen Gefüge der Kobaltlegierungen mit grosser Verschleissfestigkeit und Korrosionsbeständigkeit**

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 244—246

SOMMAIRE

CD : 66.048 : 662.749.4

Avram, R., Trifan, M. et *Papahagi, L.* : **La mise en valeur de la fraction 230—290°C provenant de la distillation du goudron**

Les auteurs présentent les résultats obtenus pendant le traitement des huiles absorbantes. On mentionne la composition de la matière première, le schéma d'usinage, la composition des fractions obtenues par rectification et la composition du nouveau type d'huile absorbante.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 201—204

CD : 669.18 : 669.162.252

Tripşa, I. : **Nouveaux technologies qui visent à réduire la consommation de matériaux pendant l'élaboration de l'acier en convertisseurs à oxygène**

L'auteur présente certaines technolgies qui visent à réduire la consommation de matériaux pendant l'élaboration de l'acier en convertisseurs comme par exemple la réduction de la consommation de silicium dans la fonte lichide.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 502—207

CD : 669.017.12

Apa, L. : **Méthode de calcul pour déterminer la solubilité de certains gaz en alliages ferreux binaires pour tout le domaine de concentrations**

En vue de déterminer par calcul la solubilité de certains gaz (H, N) en alliages ferreux binaires, pour tout le domaine de concentrations, à l'aide des données pour les cas limites (fer pur, éléments d'alliage purs), l'auteur propose une méthode nouvelle à partir d'une relation quasiempirique du deuxième degré (parabole), plus simple que la relation qui résulte de l'étude thermodynamique de certains modèles théoriques du système respectif. L'auteur compare les valeurs calculées et celles expérimentales en constatant une concordance satisfaisante pour la plupart des alliages étudiés.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 208—213

CD : 669.184.244. 86

Butnariu, I. Berceanu, E., Mustaţă, C. T. et *Ivăncescu, Al.* : **L'influence des ferrailles préchauffées sur le dosage de la charge métallique dans les convertisseurs à oxygène de type LD**

Les auteurs présentent les conclusions concernant l'augmentation du taux de ferrailles dans la charge des convertisseurs. L'étude a été conçue à partir des données concernant l'élaboration des aciers calmés normalement dans un convertisseur à oxygène de type LD.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 214—216

CD : 662.944.2 : 669.041

Gaba, A. : **Aspects concernant l'utilisation des brûleurs à vitesse élevée pour les fours à réchauffer**

On présente les aspects gazodynamiques et de transfert de chaleur d'un pit chauffé à flamme renversée, en soulignant l'influence de la vitesse des gaz sur le transfert de chaleur.

L'auteur présente également les résultats expérimentaux obtenus sur ce type de four dans le cas de l'utilisation d'un ancien brûleur de même que dans le cas du brûleur à vitesse élevée.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 217—220

CD : 621.793

Oprea, Fl, Miloşeriu, O. et *Vlad, M.* : **Recherches concernant les revêtements métalliques en alliages zinc-aluminium**

Les auteurs analysent l'influence des quantités réduites d'aluminium et d'autres éléments d'alliage sur la qualité du revêtement en vue de dimineur les pertes métalliques, le poids de la couche déposée, ainsi que d'augmenter la résistance à la corrosion.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 221—225

CD : 621.43 — 4 : 669. 14 : 669.13

Brabie, V., Toboc, P. et *Neagu, C.* : **L'injection en poche — voie d'améliorer la qualité des aciers et des fontes de moulage**

Les auteurs font des considérations théoriques sur le transfert de masse dans le procesus d'injection des poudres réactives dans le bain métallique.

On présente, également, les principaux domaines d'applicabilité dans la fonderie de la technique d'injection, de même que certains résultats expérimentaux.

Metalurgia, 38 (1986), nr. 5, p. 226—230

CD : 66.02 : 621.746.01

Wanyorek, C. : **La vitesse d'élévation du métal liquid et ses implications dans la technologie de coulée**

Une vitesse d'élévation inssuffisante, V_r du métal liquid dans le cristalliseur détermine des défauts de coulée qui peuvent être évités par l'augmentation de la vitesse d'élévation $V_r = \frac{Q}{S}$, par l'augmentation du rendement de remplissage **Q** et par la diminution de la surface horizontale S de la forme de la pièce en position de coulée (en inclinant le cristalliseur pendant la coulée).

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 231—232

CD : 669. 131. 622

Ripoşan, I., Chişamera, M., Boghici, M., Stefan, I., Cibian, S. et *Dinescu, L* : **L'influence du degré de nodulation du graphite sur les caractéristiques des fontes modifiées**

Le développement des fontes à graphite vermiculaire détermine une nouvelle analyse du degré de nodulation du graphite pour mettre en valeur tous les domaines qui contiennent des associations de graphite vermiculaire et nodulaire en différentes proportions : de 100 % graphite vermiculaire jusqu'à 100 % graphite nodulaire.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 233—238

CD : 621.38 : 621.785

Lazăr, L. : **Aspects théoriques et pratiques concernant l'utilisation de l'ordinateur électronique dans les processus de traitement thermique**

L'auteur analyse, pour l'acier 34 MoCrNi15 X, les possibilités de modelage mathématique de l'expériment réalisé en vue de déterminer l'influence des paramètres typiques des traitements thermiques (trempe et revenu) appliqués à cet acier sur les caractéristiques d'exploitation résultées. Les résultats obtenus à la suite du cycle d'expériments, effectués dans les conditions imposées par le modèle mathématique adopté, concrétisés en équations de régression, sont utilisés pour le traitement des donneés sur l'ordinateur. électronique.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 239—243

CD : 669.018.2 : 669.25

Pumnea, C. : **Recherches concernant la structure métallographique des alliages à base de cobalt à haute résistance à l'usure et à la corrosion.**

Metalurgia 38 (1986), mr. 5, p. 244—246

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 66.048: 662.749.4

Аврам, Р., Трифан, У. и *Папахаджи, Л.:* **Использование на высоком уровне фракций 230—290°С от перегонки коксохимического пека**

В работе представлены полученные результаты при обработке коксохимического масла. Упоминается состав сырья, схема обработки, состав полученных фракций шлифованием и состав нового поглотительного масла.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 201—204

ДК: 669.18: 669.162.252

Трипша, И.: **Новые технологии снижения расхода материалов при выплавке стали в кислородных конвертерах**

Представлены технологии снижения расхода материалов при выплавке стали в конвертерах (например: снижение расхода силиция в жидком чугуне).

Metalurgia 38 (1986), nr. 5. p. 205—207

ДК: 669.017.12

Ана, Л.: **Метод расчета для установления растворимости газов в бинарных железных сплавах, примененного всей области концентрации**

Для определеняя расчетом растворимости газов (H, N) в бинарных железных сплавах для всей области концентрации, используя данные для предельного случая (чистое железо, чистый легирующий элемент) предлогается новый метод, основанный на квазиэмпирическом уравнении второй степени (парабола) простейшее чем результирующее уравнение из термодинамического изучения некоторых теоретических моделей соответствующей системы. Сопостовляя вычислительные значения с определенными экспериментально, получается удовлетворительное соответствие для большинства изученных сплавов.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 208—213

ДК : 669.184.244.86

Бутнарию, И., Берчеану, Е., Мустацэ, К. и *Ивэнеску, А.:* **Влияние подогретого скрапа на дозировку садки металла в кислородных конверторах типа ЛД**

В работе представлены полученные авторами результаты, относительно повышения доли скрапа в садке конвертеров. Работа составлена на основе собранных данных при выплавке обыкновенно спокойной стали в 180 т кислородных конвертерах типа ЛД.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 214—216

ДК: 662.944.2: 669.041

Габа, А.: **Аспекты применения высокоскоростных горелок на нагревательных печах**

Представлены аспекты газодинамические и теплоперехода в нагревательном колодце с реверсивным пламенем, выявляя влияние скорости газов на теплопереход.

Также представлены результаты полученных экспериментов на указанной печи применением старой горелки, а также и высокоскоростной горелки.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 217—220

ДК: 621.793

Опреа Ф., Митошериу О. и *Влад М.:* **Исследования, касающиеся металлических покрытий со сплавами цинк-алюминий**

Исследовано влияние алюминия и других легирующих элементов, в маленьких количествах, на качество покрытия, с целью снижения потерь металла, уменьшения веса нанесённого слоя, повышения коррозионной стойкости.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 221—225

ДК: 621.43-4: 669.14: 669.13

Брабие, В., Тобок, Р. и *Неагу, Г.:* **Ковшевая обработка вдуванием-средство улучшения качества сталей и литейного чугуна**

В работе представлены некоторые теоретические соображения относительно массообмена в процессе вдувания реактивной пыли в металлической ванне. Представлены основные сферы применения в литейном деле техники вдувания, а также и некоторые экспериментальные результаты.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 226—230

ДК: 66.02: 621.746.01

Ваньёрек, К.: **Скорость подъема жидкого металла и ее последствия в технологии литья**

Недостаточная скорость подъема V_r жидкого металла в кристаллизаторе определяет литейные дефекты: включения, складки, морщины, пустоты (отсутствие материала), предотвратимые повышением скорости подъема $V_r = \frac{Q}{S}$, повышением эффективности наполнения Q и сокращением горизонтальной поверхности S формы отливок в литейном положении (наклоняя кристаллизатор при литье).

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 231—232

ДК: 669. 131.622

Рипошан, И., Кишамера, М., Богичь, М. Штефан, И., Чибиян, Э. и *Динеску, Л.:* **Влияние степени сфероидизации графита на характеристики модифицированных чугунов**

Появление чугунов с вермикулярным графитом определяет необходимость пересмотра вопроса степени сфероидизации графита, так чтобы были выявлены все области, охватывающие количества вермикулярного и сфероидизирующего графита в различных пропорциях, от 100% вермикулярного графита до 100% сфероидизирующего графита.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 233—238

ДК: 621.38: 621.785

Лазэр, Л.: **Теоретические и практические аспекты относительно возможности применения ЭВМ в управлении процессами термической обработки**

В работе анализированы и приведены примеры для стали 34MoCrNi15X возможности математического моделирования эксперимента для определения проявленного влияния типических параметров примененные этой стали термообработок (закалка + высокий отпуск), на результирующие рабочие характеристики. Полученные результаты при ряде опытов, проведенных в условиях заданных для принятой математической модели, конкретизированные в уравнениях регрессии, используются с целью обработки на ЭВМ оптимального управления процессом.

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 239—243

ДК: 669.018.2: 669.25

Пумнеа, К.: **Исследования металлографической структуры сплавов на основе кобальта с повышенной устойчивостью против коррозии и износу**

Metalurgia 38 (1986), nr. 5, p. 244—246

METALURGIA 5
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1986

Conf. dr. ing. R. Avram,
dr. ing. M. Trifan
Institutul politehnic — Bucureşti
ing. S. Budrugeac şi ing. C. Atanasiu
ICECHIM — Bucureşti

Valorificarea superioară a fracţiunii de ulei (230—290 °C) rezultată la distilarea gudronului cocsochimic

CZ : 66.048 : 662.749.4

Fracţiunea de ulei (230—290°C) care rezultă la distilarea gudronului reprezintă aproximativ 10% şi este una din cele mai valoroase. Valoarea sa constă nu numai în faptul că se foloseşte ca atare la captarea hidrocarburilor benzenice din gazul de cocs şi la fabricarea negrului de fum necesar industriei de prelucrare a cauciucului ci şi prin componenţii pe care-i conţine, excelente materii prime pentru industria organică de sinteză. Problema valorificării eficiente a acestei fracţiuni constă în găsirea unei metode de prelucrare care să permită obţinerea unui ulei cu capacităţi de absorbţie mai bune decît alte fracţiuni folosite în prezent, concomitent cu separarea componenţilor valoroşi pe care-i conţine (hidrocarburi, combinaţii heterociclice etc.).

Condiţiile tehnice impuse fracţiunii utilizate ca ulei de absorţie sînt date în tabelul 1 [1].

În timpul utilizării sale la absorbţia hidrocarburilor benzenice aceste caracteristici se înrăutăţesc, ceea ce se manifestă prin mărirea densităţii, viscozităţii şi masei moleculare, iar folosirea sa fără o regenerare continuă devine imposibilă. Cele două faze mai importante care contribuie la înrăutăţirea calităţii uleiului de absorbţie sînt :

Tabelul 1

Condiţii tehnice impuse uleiului de absorbţie

Caracteristici	Valoare
Densitate, g/cm³	1,04—1,08
Viscozitate la 25 °C, E	max. 2
Fenol, %	max. 1
Apă, %	max. 0,5
Naftalină, %	max. 13
Depuneri solide la 15°C	lipsă
Masa moleculară medie	170—180
Distilă pînă la 230°C, %	max. 3
Distilă de la 230—300°C, %	90

— pierderea de compuşi uşori din ulei prin trecerea lor în gazul de cocserie (în procesul absorbţiei) şi în benzenul brut (la desorbţia hidrocarburilor benzenice din ulei) ; aceste pierderi fac ca în ulei să se acumuleze componenţi cu temperaturi de fierbere ridicate, mărind viscozitatea şi temperatura la care au loc depunerile ;

— formarea şi acumularea în uleiul de absorbţie a produşilor cu temperaturi de fierbere ridicate datorită copolimerizării substanţelor nesaturate care se absorb în ulei, din gazul de cocs, în procesul absorbţiei. O parte din aceste substanţe se îndepărtează din ulei împreună cu vaporii de benzen brut (la desorbţie), dar altă parte rămîne în ulei, copolimerizează şi formează răşini. Îndepărtarea acestora se poate realiza numai prin regenerarea uleiului.

Lucrări relativ recente [2] caută să stabilească o legătură între capacitatea de absorbţie a uleiului şi compoziţia sa chimică.

Concentraţia de monometilnaftaline din uleiul de absorbţie poate să constituie un criteriu de evaluare a proprietăţilor de absorbţie ale uleiului [3]. Conţinutul de substanţe cu temperaturi de fierbere ridicate (acenaften, dibenzofuran, fluoren şi altele) scade capacitatea de absorbţie a uleiului. Variaţia conţinutului de naftalină influenţează în mică măsură aceste proprietăţi.

Proprietăţile absorbante ale uleiurilor îmbunătăţite care conţin cantităţi mici de substanţe cu temperaturi de fierbere ridicate se explică prin formarea unor amestecuri eutectice cu temperaturi de cristalizare scăzute. Cîteva exemple de amestecuri eutectice sînt prezentate în tabelul 2.

Se apreciază că un ulei cu un conţinut de aproximativ 35% monometilnaftaline, restul componenţilor majoritari fiind difenilul şi naftalina, va avea caracteristici de absorţie ridicate şi temperaturi scăzute de depunere a substanţelor solide.

Pornind de la aceste considerente, se va analiza compoziţia actualei fracţiuni de ulei de absorbţie (230—290°C), rezultată la dis-

Tabelul 2

Amestecuri eutectice

Sistemul studiat	Temperatura de cristalizare, °C
alfametilnaftalină-betametilnaftalină	—41
alfametilnaftalină-difenil	—40
naftalină-alfametilnaftalină	+34
naftalină-difenil	+39
betametilnaftalină-acenaften	+22,1
naftalină-betametilnaftalină	+26

tilarea gudronului la Uzina cocsochimică de la Galați, și, în funcție de aceasta, se vor stabili modalitățile de prelucrare în vederea obținerii unui ulei cu caracteristici superioare pentru absorbția hidrocarburilor benzenice din gazul de cocs și a unor concentrate ale componenților majoritari, care prin prelucrare ulterioară să permită obținerea de produse la un grad de puritate dorit.

Partea experimentală

Fracțiunea de ulei de absorbție (230—290°C) rezultată, obținută la Uzina cocsochimică din Galați, a fost analizată prin metoda gaz-cromatografică. Compoziția medie a probelor analizate este dată în tabelul 3.

Tabelul 3

Compoziția medie a probelor de ulei de absorbție de la C. S. Galați

Componentul	%	Componentul	%
naftalină	12—20	indol	1—2
betametilnaftalină	6—9	dibenzofuran	4—9
alfametilnaftalină	4—7	fluoren	3—7
dimetilnaftalină	1—10	fenantren	1—3
difenil	2—4	antracen	1—2
acenaften	9—14	carbazol	1—2
chinoline	1—2	alți componenți	31—35

Din datele prezentate se constată că există cantități însemnate de naftalină, metilnaftaline, acenaften, dibenzofuran, fluoren și alte substanțe.

Pentru a valorifica unele hidrocarburi și a obține un ulei cu caracteristici de absorbție îmbunătățite, această fracțiune s-a redistilat, urmărindu-se colectarea unor fracțiuni, cu intervale mai înguste de fierbere, în care se concentrează substanțele ce trebuie separate.

În figura 1 se prezintă schema instalației experimentale. Este formată dintr-un blaz de 25 litri, o coloană cu lungime de 2m și diametrul de 50 mm, prevăzută cu umplutură ceramică echivalentă a 20 talere. Întreaga instalație este construită din oțel inoxidabil (V_2A) și încălzită electric, putînd asigura temperaturi pînă la 400°C.

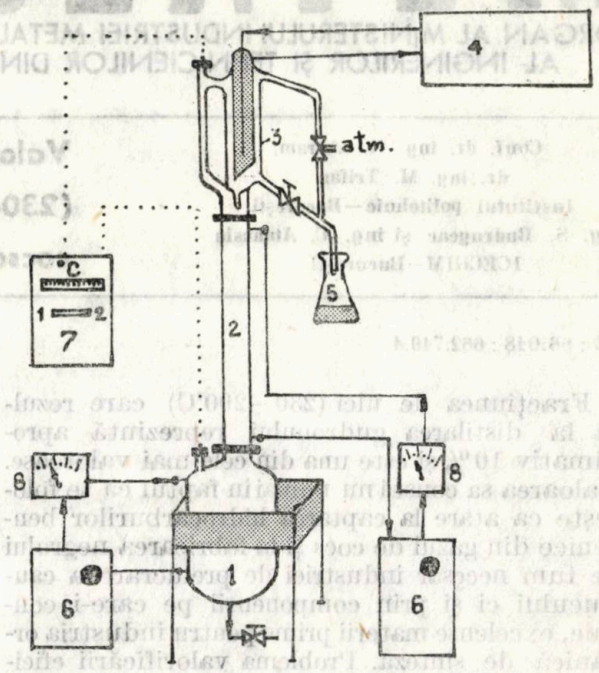


Fig. 1. Instalația de distilare a uleiului de absorbție: *1—blaz; 2—coloana; 3—cap de distilare; 4—termostat; 5—vas de colectare; 6—autotransformator; 7—indicator de temperatură; 8—ampermetru*

În urma rectificării unui ulei de absorbție cu compoziția dată în tabelul 4, s-au cules șase fracțiuni și un reziduu de distilare; intervalele de fierbere și conținutul procentual al fracțiunilor sînt menționate în tabelul 5. Exceptînd

Tabelul 4

Compoziția uleiului de absorbție supus prelucrării

Componentul	%	Componentul	%
naftalină	12,00	indol	2,00
betametilnaftalină	8,64	dibenzofuran	4,50
alfametilnaftalină	6,25	fluoren	6,20
dimetilnaftaline	8,00	l enantren	1,30
difenil	2,50	antracen	1,20
acenaften	12,10	carbazol	0,70
chinoline	1,50	alți componenți	34,00

prima fracțiune care este formată în majoritate din apă (provenind din deshidratarea uleiului) și care este în cantitate mică, celelalte fracțiuni au în compoziție produși care se pot separa și valorifica. În tabelul 6 se dă compoziția procentuală a componenților din fracțiunile care au fost colectate la rectificarea uleiului de absorbție. Datele obținute arată că fiecare

Tabelul 5

Fracţiunile culese la rectificarea uleiului de absorbţie şi conţinutul lor procentual

Fracţiunea colectată	Intervalul de fierbere, °C	%
ape fenolice	sub 210	1,8
naftalinică	210—235	19,2
metilnaftalinică	235—250	10,3
acenaftenică	250—280	18,3
dibenzofuranică	280—293	7,1
fluorenică	293—308	9,5
reziduu	peste 310	33,8

Tabelul 6

Repartiţia procentuală a componenţilor din fracţiunile culese la rectificare

Componentul	Conţinutul în fracţiunea, %					
	naftalinică	metilnaftalinică	acenaftenică	dibenzofur.	fluorenică	reziduu
naftalină	52,6	11,0	0,7	—	—	—
metilnaftaline	34,4	28,2	4,9	—	—	—
difenil	4,1	13,6	5,7	—	—	—
compuşi uşori	0,8	20,2	0,3	—	—	—
acenaften	—	5,3	32,5	13,5	11,9	1,5
dibenzofuran	—	—	16,3	26,4	10,0	1,5
fluoren	—	—	6,2	18,5	15,7	5,5
fenantren	—	—	—	—	19,3	31,2
antracen	—	—	—	—	8,7	14,4
carbazol	—	—	—	—	—	0,6
alţi componenţi	8,1	21,7	33,4	41,6	34,4	45,3

fracţiune s-a îmbogăţit în compuşi care, ulterior, se pot separa şi purifica; de exemplu, în fracţiunea 210—230°C a crescut conţinutul în naftalină pînă la 52%, iar în fracţiunea 250—280°C a crescut procentul de acenaften pînă la 32% etc.

Reziduul de distilare reprezintă cca 33—34% din produsul supus rectificării, conţine majoritatea substaţelor grele şi se poate utiliza la fabricarea negrului de fum.

Fracţiunile naftalinică, acenaftenică, dibenzofuranică şi fluorenică au fost prelucrate conform schemei generale prezentate în figura 2. Se menţionează că fracţiunea metilnaftalinică s-a supus mai întîi unei rectificări pentru a obţine un concentrat bogat în betametilnaftalină şi apoi s-a răcit la minus 25—30°C, cînd s-a obţinut betametilnaftalina brută.

Aşa cum se constată din figura 2, în urma filtrării fiecărei fracţiuni se obţine şi un ulei. Uleiurile obţinute prin filtrarea tuturor fracţiunilor se reunesc şi se utilizează ca ulei de absorbţie cu caracteristici îmbunătăţite; compoziţia procentuală a acestui ulei este dată în tabelul 7.

Din datele cu privire la compoziţia noului ulei de absorbţie (tab. 7), se constată că a scăzut conţinutul în substanţe care cristalizează

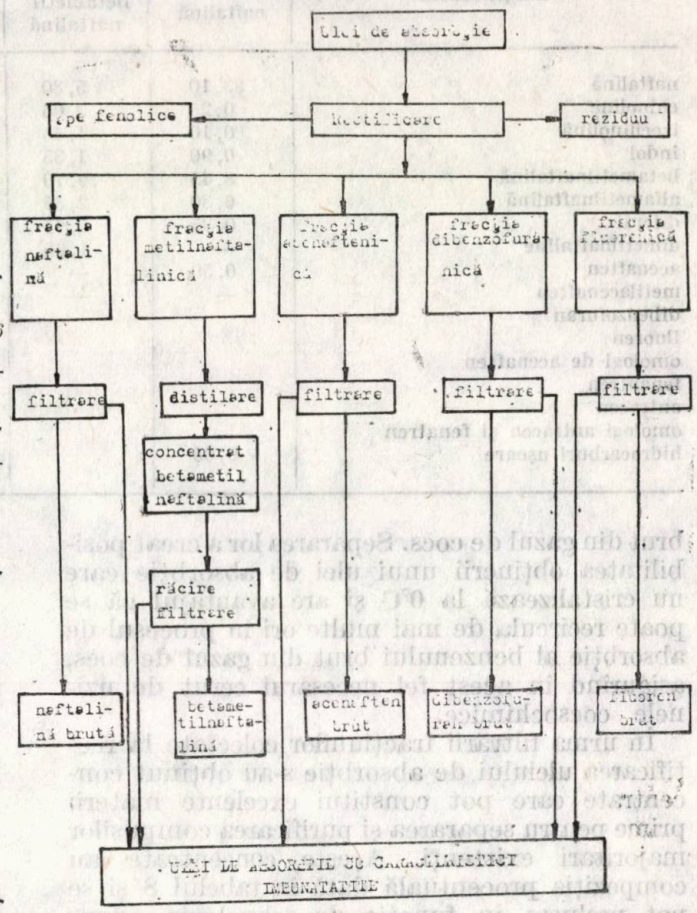


Fig. 2. Schema generală de obţinere a uleiului de absorbţie cu caracteristici îmbunătăţite

Tabelul 7

Compoziţia uleiului de absorbţie cu caracteristici îmbunătăţite

Componentul	%	Componentul	%
naftalină	8,40	acenaften	6,90
chinoline	1,08	metilacenaften	3,78
indol	0,85	dibenzofuran	2,60
betametilnaftalină	9,71	omologi acenaften	5,10
alfametilnaftalină	11,89	fluoren	4,70
compuşi uşori	5,62	omologi antracen-fenantren	4,02
dimetilnaftaline	7,10	alţi componenţi	11,85
difenil	16,40		

la temeraturi joase: antracen, fenantren, carbazol (omologi ai acestora), naftalină, acenaften, fluoren şi alţi compuşi grei. Prezenţa acestor compuşi în fracţiunea de ulei 230—290°C ducea iniţial la formarea unor depuneri ce înrăutăţeau operaţia de absorbţie a benzenului

Tabelul 8

Compoziția concentratelor rezultate prin filtrarea fracțiunilor distilate

Componentul	Conținutul în produsul brut, %				
	naftalină	betametil naftalină	acenaften	dibenzofuran	fluoren
naftalină	83,10	5,80			
chinoline	0,25	2,05			
izochinolină	0,10	1,45			
indol	0,90	1,35	—	0,08	—
betametilnaftalină	8,45	79,70	0,20	0,40	0,07
alfametilnaftalină	6,30	2,55	0,10	0,65	0,04
difenil	0,35	5,45	1,10	2,50	0,08
dimetilnaftaline	—	1,65	2,60	0,68	0,70
acenaften	0,50	—	77,30	20,80	12,18
metilacenaften	—	—	—	0,70	—
dibenzofuran			12,70	39,81	28,80
fluoren			6,00	28,44	29,00
omologi de acenaften					7,56
fenantren				3,50	12,60
antracen				1,20	5,10
omologi antracen și fenatren				0,90	2,90
hidrocarburi ușoare	0,05			0,24	0,97

brut din gazul de cocs. Separarea lor a creat posibilitatea obținerii unui ulei de absorbție care nu cristalizează la 0°C și are avantajul că se poate recircula de mai multe ori în procesul de absorbție al benzenului brut din gazul de cocs, asigurînd în acest fel necesarul cerut de uzinele cocsochimice.

În urma filtrării fracțiunilor colectate la rectificarea uleiului de absorbție s-au obținut concentrate care pot constitui excelente materii prime pentru separarea și purificarea compușilor majoritari existenți. Aceste concentrate au compoziția procentuală dată în tabelul 8 și se pot prelucra în funcție de tehnologia adoptată și de condițiile de calitate impuse de beneficiar. Se constată că fiecare concentrat s-a îmbogățit în cel puțin unul din componenți; de exemplu, a crescut conținutul în naftalină la 83%, în acenaften la 77%, în dibenzofuran și fluoren la 29—39%. Purificarea concentratelor obținute face obiectul preocupărilor actuale.

Concluzii

Prin prelucrarea fracțiunii (230—290°C) rezultate la distilarea gudronului cocsochimic se obțin :

— ulei cu caracteristici îmbunătățite, care poate fi folosit la separarea hidrocarburilor aromatice din gazul de cocs;

— produse brute, din care prin separare și purificare rezultă betametilnaftalină, acenaften, dibenzofuran și fluoren;

— reziduu bogat în hidrocarburi aromatice, care poate fi folosit la fabricarea negrului de fum sau ca materie primă pentru alte produse cu valoare ridicată.

Preocupările actuale vizează atît transpunerea rezultatelor de laborator la o scară superioară, cît și elaborarea unor tehnologii de obținere a substanțelor de puritate avansată.

BIBLIOGRAFIE

[1] x x x *Spravocinik koksohimü*, V—III, Moscova, Izd. Metalurghüa, 1966.

[2] Gogolev, Ia. T., Kovalev, T. E. și Kasasulia A. M. În: Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 11, 1983, p. 30.

[3] Gogolev, Ia. T. și Kovalev, T.E. În: Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 6, 1982, p. 19.

Prof. I. Tripşa
Institutul politehnic—Bucureşti

Tehnologii noi pentru reducerea consumurilor de materiale la elaborarea oţelului în convertizoarele cu oxigen

CZ : 669.18 : 669.162.252

Analiza atentă a desfăşurării proceselor fizico-chimice la elaborarea oţelului în convertizoare cu oxigen permite stabilirea de noi tehnologii pentru reducerea consumurilor specifice de materiale, cu micşorarea corespunzătoare a costului, în vederea îndeplinirii sarcinilor trasate de tovarăşul Nicolae Ceauşescu, secretarul general al partidului, preşedintele R.S.R., la analiza efectuată în ziua de 29 ianuarie 1986 cu reprezentanţii principalelor ramuri ale economiei naţionale, inclusiv industria metalurgică.

Rezultatele analizei proceselor fizico-chimice de la elaborarea oţelurilor în convertizoarele cu oxigen au fost confruntate cu puţinele date publicate în ultimul timp în revistele de specialitate din principalele ţări industrializate privind consumurile de materiale, care au înregistrat în ultimii ani o micşorare substanţială, în special în Japonia [1], [2]. S-au stabilit astfel măsurile concrete prezentate în continuare pentru introducerea în oţelării a noilor tehnologii de mare eficienţă economică.

Una dintre cele mai importante probleme pe care le ridică elaborarea oţelului în convertizoare cu oxigen este formarea cît mai rapidă a unei zgure bazice, active şi fluide, care să asigure buna desfăşurare a proceselor de defosforare, desulfurare şi de eliminare a potenţialelor incluziuni nemetalice. Pentru aceasta se introduc, încă înaintea începerii suflării oxigenului şi în prima parte a perioadei de afinare, importante adaosuri de var, dolomită calcinată, fluorură de calciu şi alte materiale, cantitatea fiecăruia din adaosurile enumerate fiind proporţională cu cantitatea de SiO_2 care se acumulează în convertizor, rezultată în primul rînd din reacţia de oxidare a siliciului din fonta lichidă introdusă în încărcătura convertizorului, pentru a se obţine o bazicitate a zgurei $\frac{CaO}{SiO_2} = 3{,}0 - 4{,}0$. Avînd în vedere conţinutul maxim de siliciu în fonta lichidă, situat în limitele 0,7—1,0 %, mărimea adaosului de fier vechi de 30 % şi scoaterea de oţel lichid de 87 %, rezultă că pentru fiecare tonă de oţel lichid se produc : $10 \frac{60}{28} \cdot \frac{1}{1{,}3} \cdot \frac{1}{0{,}87} = 18{,}95$ kg SiO_2.

Pentru bazicitatea $\frac{CaO}{SiO_2} = 3{,}5$, zgura va conţine : $18{,}95 \times 3{,}5 = 66{,}33$ kg CaO/t oţel, fiind necesar un adaos de var conţinînd 97 % CaO de : $\frac{66{,}33}{0{,}97} = 68{,}38$ kg/t oţel. De regulă, se folosesc 70—80 kg var pe tona de oţel pentru a acoperi şi pierderea lui prin antrenarea în afara convertizorului de către gazele evacuate.

Avînd în vedere conţinutul de CaO în zgura finală, de 50—55 % [3], cantitatea totală de zgură va fi de minimum : $\frac{66{,}33}{0{,}55} = 121{,}6$ kg/t oţel.

Pentru fluidificarea acestei zgure se folosesc circa 4 kg fluorură de calciu pe tona de oţel, acest fondant fiind adus din import.

Pentru formarea acestei zgure se folosesc de asemenea arsură de fier şi minereu în cantităţi proporţionale cu volumul total al zgurei.

La evacuarea din convertizor, fiecare kg de zgură scoate aproximativ 470 kcal căldură, deci zgura evacuează $121{,}6 \times 470 = 57\,152$ kcal/t oţel.

Căldura rezultată din reacţia de oxidare a siliciului este de 6 860 kcal/kg Si, ceea ce reprezintă în cazul analizat;

$$10 \cdot \frac{1}{1{,}3} \cdot \frac{1}{0{,}87} \cdot 6\,860 = 60\,654 \text{ kcal/t oţel}$$

Diferenţa dintre cele două cantităţi de căldură (60 654—57 152=3 402 kcal/t oţel) se poate acoperi teoretic prin asigurarea oxidării a 0,6 kg carbon la CO_2 în loc de CO : $0{,}6 \times (8\,835 - 3\,195) = 3\,384$ kcal/t oţel.

Teoretic, rezultă că o asemenea acoperire de cantităţi de căldură echivalează cu schimbarea compoziţiei medii a gazelor evacuate de la 90 % CO şi 10 % CO_2 la 89,85 % CO şi 10,15 % CO_2, ceea ce se află în limitele fluctuaţiilor obişnuite în producţie. Rezultă de aici că, din punctul de vedere al bilanţului termic, reducerea conţinutului de siliciu din fonta prelucrată în convertizoarele cu oxigen nu ridică piedici de netrecut.

În schimb, reducerea conţinutului de siliciu din fonta prelucrată în convertizoarele cu oxigen permite să se reducă substanţial consumul de var, fluorură, arsură şi minereu de fier şi să

se treacă la elaborarea oţelului cu cantităţi mici de zgură, tehnologie care prezintă, pe lîngă economiile directe arătate, şi alte avantaje tehnico-economice, ce vor fi analizate în continuare.

În ultimii ani, oţelarii au formulat exigenţe tot mai ferme faţă de conţinutul de siliciu din fonta prelucrată în convertizoare cu oxigen, reuşind să determine o atitudine favorabilă din partea furnaliştilor, ceea ce a dus la o micşorare treptată a conţinutului de siliciu şi la stabilirea în Japonia a obiectivului important de obţinere a Si sub 0,20 % în fonta produsă în furnal, măsură care evident va asigura şi o importantă economie de cocs la producerea fontei. Din punct de vedere teoretic, principala etapă a pătrunderii siliciului în fonta din furnal este reducerea monoxidului volatil de siliciu SiO în zona de topire. De aici, concluzia furnaliştilor japonezi [1] de a creşte temperatura de topire a sterilului aglomeratului şi peletelor, prin adăugare de oxid de magneziu şi creşterea bazicităţii acestor materiale (pentru micşorarea activităţii SiO_2). De asemenea, furnaliştii japonezi iau măsuri pentru micşorarea temperaturii în creuzetul furnalelor. În douăzeci de ani, conţinutul mediu de siliciu din fonta tuturor furnalelor japoneze a scăzut de la 0,90 la 0,60 %, iar conţinutul mediu de siliciu în fonta furnalelor la care s-au aplicat mai preseverent măsurile preconizate a scăzut de la 0,40 la 0,25 %. Cu alte cuvinte, nu s-a atins încă obiectivul, considerat important în Japonia, de a se produce fontă cu mai puţin de 0,20 % Si. În schimb, în Japonia multe convertizoare cu oxigen prelucrează în ultimii ani fonte cu mai puţin de 0,20 % Si, fonte ce sînt desiliciate după evacuarea din furnal, fie pe jgheabul acestuia, fie în oalele de transport spre oţelărie, obţinîndu-se uneori valori sub 0,10 % Si în fonta prelucrată în convertizoare.

Oxidarea siliciului din fonta evacuată se poate face pe jgheabul furnalului sau în oala de transport spre oţelărie, cu ajutorul oxigenului gazos, al aerului sau al unor oxidanţi solizi.

În figura 1 se prezintă etapele procesului de desiliciere a fontei cu ajutorul oxigenului gazos (tehnic pur sau aer) studiat în Japonia [4]. În zona impactului oxigenului gazos (aerului) cu fonta lichidă, se formează mari cantităţi de oxid de fier cu degajare importantă de căldură, după care oxidul de fier format oxidează siliciul, manganul şi carbonul. Analizînd această modalitate de desiliciere, se pot evidenţia cîteva neajunsuri şi anume consumul de oxigen (aer), pierderea inutilă a unei cantităţi de fier prin oxidare şi pierderea căldurii de oxidare a fierului. De aceea se consideră că desilicierea fontei prin suflare cu oxigen sau aer este neeconomică. Mult mai interesantă este desilicierea folosind oxidanţi solizi (oxizi de fier — minereu şi arsură (ţunder) — minereu de magnan, zgure bogate în oxizi de fier, aglomerat super bazic ş. a.).

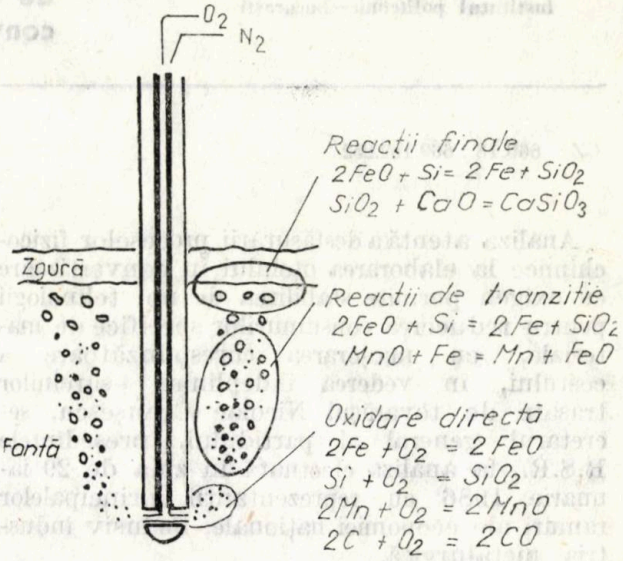


Fig. 1. Etapele procesului de desiliciere cu ajutorul oxigenului (tehnic sau din aer)

Analiza condiţiilor de desfăşurare a procesului de desiliciere duce la concluzia că, din cele două posibile localizări (pe jgheabul furnalului sau în oala de transport spre oţelărie), mai avantajoasă este localizarea pe jgheabul furnalului deoarece nu necesită o perioadă suplimentară de timp şi simplifică operaţia de efectuat.

Adăugarea reactanţilor pe jgheabul furnalului se poate face prin suflare cu aer sau prin alimentare mecanică. Se recomandă ultima modalitate ca fiind mult mai simplă. Totodată, se menţionează importanţa granulaţiei şi compoziţiei reactanţilor, a amplasării operaţiei de desiliciere, precum şi posibilitatea spumării zgurei, fenomen ce trebuie prevenit prin măsuri adecvate, deoarece împiedică desfăşurarea normală a procesului de desiliciere a fontei.

Calculul bilanţului termic al procesului de desilicire a fontei pe jgheabul furnalului, folosind reactanţi solizi, relevă o neînsemnată variaţie a temperaturii (o creştere nesemnificativă de 5,6°C peste temperatura fontei la evacuare, de 1 450°C). Acesta este „secretul" preferării în uzinele siderurgice din Japonia a desilicierii pe jgheabul furnalelor cu ajutorul reactanţilor solizi, ceea ce confirmă concluziile studiului teoretic.

Pe această bază, se consideră ca deplin posibilă desilicierea fontei pe jgheabul furnalelor, de la conţinutul actual mediu de 0,8 % la conţinutul de 0,2 %, ceea ce va permite reducerea de patru ori a cantităţii de zgură din convertizoarele cu oxigen şi, totodată, reducerea de patru ori a consumurilor de var, fluorură

de calciu, ţunder şi minereu de fier, cu reducerea corespunzătoare a costului.

Dar, în urma studierii amănunţite a proceselor fizico-chimice de la formarea zgurei în convertizorul cu oxigen, rezultă că aceste consumuri pot fi reduse încă o dată la jumătate (adică de opt ori) prin reţinerea în convertizor după evacuarea oţelului a jumătate din cantitatea zgurei de la şarja precedentă, ceea ce are şi avantajul îmbunătăţirii bilanţului termic al şarjei următoare prin căldura fizică a jumătăţii cantităţii de zgură şi — mai ales — avantajul existenţei unei zgure bazice şi active înainte de începerea şarjei următoare, cu influenţe favorabile asupra tuturor reacţiilor, inclusiv asupra defosforării şi desulfurării.

În ceea ce priveşte consumul fluorurii de calciu, adusă din import, este posibilă reducerea la încă o jumătate (de 16 ori) prin înlocuirea parţială cu clorură de calciu produsă în ţară.

În zgura de convertizor, comportarea anionului de clor este similară comportării anionului de fluor, pentru că, volatilizîndu-se, permite zgurificarea mai rapidă a oxidului de calciu.

De mare importanţă atît pentru creşterea durabilităţii căptuşelii refractare, cît şi a fluidităţii zgurei este saturarea acesteia (pînă la conţinuturi de 8—10%) cu oxid de magneziu prin adaosul de dolomită (în prezent 15—20 kg/t) pentru formarea zgurei (fig. 2). Evident

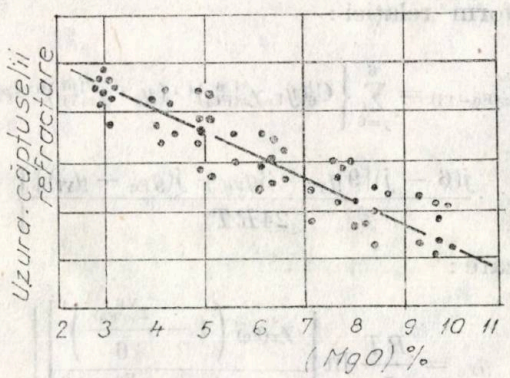


Fig. 2. Uzura căptuşelii refractare a convertizorului în funcţie de conţinutul de MgO în zgură

că şi consumul de dolomită calcinată pentru saturarea cu MgO a zgurei este de opt ori mai mic în tehnologia propusă, în comparaţie cu tehnologia convenţională.

Analizînd bilanţul material şi termic al elaborării oţelului în convertizoare cu oxigen, rezultă posibilitatea reducerii consumului de var şi dolomită calcinată la încă o jumătate (de 16 ori) prin înlocuirea parţială cu calcar şi dolomită necalcinată, ceea ce permite economisirea combustibilului şi a celorlalte cheltuieli cu decarbonatarea celor două materiale (în total de 16 ori). De menţionat că CO_2 produs în convertizor la calcinarea calcarului şi dolomitei brute contribuie la mai buna amestecare a băii metalice.

Cu toată reducerea consumurilor diferitelor materiale, în total de 16 ori, cantitatea de zgură în convertizor se reduce numai de patru ori, cu menţiunea că această zgură este bazică, activă şi fluidă, încă de la începutul suflării oxigenului în şarja care urmează. Reducerea de patru ori a volumului total de zgură permite să se propună realizarea unui procedeu metalurgic foarte cunoscut, şi anume regenerarea manganului în proporţii mari în convertizoarele cu oxigen, în vederea reducerii consumului de feromangan pentru dezoxidarea şi alierea oţelurilor. Avînd în vedere volumul total al zgurei, de patru ori mai mic, este pe deplin posibilă „saturarea" zgurei cu oxid de mangan, prin adaos de minereu de mangan, pentru a determina o regenerare a manganului din zgură în baia metalică, care să asigure o creştere a conţinutului final de mangan în oţel de la 0,12—0,15 la 0,25—0,30%, cu reducerea consumului de feromangan la jumătate şi a formării posibilelor incluziuni nemetalice din produsele dezoxidării.

În concluzie, adaosul de minereu de mangan a devenit posibil numai în urma aplicării tehnologiilor prezentate mai sus, care permit elaborarea în convertizoare cu oxigen a oţelurilor cu cantitate mică (de patru ori) de zgură şi constituie cel mai important avantaj tehnico-economic al acestor tehnologii.

BIBLIOGRAFIE

[1] x x x — În: Transactions of I.S.I.J., Japonia, vol. 25, 1985, p. 667—668.

[2] Hammerschid, P. — *Metallurgische Grundlagen und Verfahrenstechnik der Roheisenvorbehandlung.* In: Stahl und Eisen, R. F. G., nr. 21, 1985, p. 33—39.

[3] Tripşa, I. ş. a. — *Elaborarea oţelului în convertizoare cu oxigen*, Bucureşti, Ed. Tehnică, 1970, p. 131.

[4] Kawauchi, Y. ş. a. În: Tesu to Hagane, Japonia, 69, 1983, nr. 15, p. 1730—1737.

Metodă de calcul pentru stabilirea solubilității unor gaze în aliaje feroase binare, aplicabilă întregului domeniu de concentrații

Dr. ing. L. Apa

CZ : 669.017.12

Majoritatea lucrărilor vizînd solubilitatea unor gaze ca hidrogenul și azotul, în aliajele feroase binare lichide, se referă la domenii de concentrații limitate (aliaje bogate în fier [1], [6], [7]). Sînt relativ puține lucrări, atît experimentale cît și teoretice, care să abordeze solubilitatea acestor gaze pe întregul domeniu de concentrații în care cele două componente, Fe și Yi (elementul de aliere), formează soluții omogene. Trebuie arătat că problema nu este lipsită de interes, mai ales ținînd seamă că feroaliaje ca ferocromul, ferosiliciuul, feromanganul etc. sînt larg utilizate în siderurgie.

Se pune problema care sînt datele preliminare strict necesare care să permită determinarea teoretică a solubilității unor gaze în aliajele feroase binare pentru întregul domeniu de concentrații. În ultimii ani s-au obținut rezultate însemnate în acest domeniu prin studierea pe baza termodinamicii statistice a unor modele de soluții teoretice. Începînd cu teoria lui Foo și Lupis asupra modelului atomic central, o serie de autori [2], [3], [4], [5] au elaborat metode avînd ca scop determinarea prin calcul a solubilității unor gaze și altor metaloide în aliaje feroase sau neferoase. Pentru exemplificare se prezintă mai întîi, pe scurt, lucrările recente ale lui G. M. Frohberg și S. Anik [4], [5] asupra solubilității unor gaze (hidrogen, azot) în aliaje feroase binare.

I. Se pleacă de la faptul că în aliajele feroase solide o serie de elemente metaloide (hidrogen, azot, carbon etc.) ocupă în rețeaua cristalină (cub cu fețe centrate) spațiile interstițiale. La studierea pe baza termodinamicii statistice a dizolvării acestor elemente în aliajele Fe-Yi, se admite că în stare lichidă, la temperaturi nu prea îndepărtate de punctul de topire, se păstrează o structură cvasireticulară a aliajului, și anume atomii oscilează în jurul punctelor ocupate în rețeaua cristalină. Fiind vorba de o rețea cubică cu fețe centrate, locurile interstițiale sub forma cea mai compactă, corespunzătoare numărului de coordinație 6, care pot fi ocupate de elementele metaloide, constituie un octaedru.

Se consideră deci că există două rețele care se întrepătrund : aceea a aliajului de bază în care atomii de fier și ai metalului de aliere ocupă nodurile rețelei (rețea de substituție) și aceea a metaloidului (gaz) care ocupă locurile interstițiale. În ceea ce privește gazele, acestea, avînd în general o solubilitate mică în fier, pot fi tratate ca soluții infinit diluate. În această situație, analizînd doar primul strat de influență, un anumit atom al gazului X considerat „central" se poate învecina cu cel mult încă unul, celelalte locuri ale rețelei interstițiale rămînînd goale. Energia acestui atom de gaz este funcție de așezarea atomilor în cele două rețele. Se consideră două configurații structurale extreme, diferite : una în care fierul apare ca dizolvant, iar elementul de aliere Yi ca substanță dizolvată și cealaltă în care predomină elementul de aliere, iar fierul este substanța dizolvată. Energia atomului central corespunzătoare acestor stări este reflectată în parametrii energetici g_{Fe} și g_{Yi}, funcție de parametrii de interacțiune de ordinul întîi (după C. Wagner).

Dintre toate stările energetice posibile corespunzătoare diverselor configurații structurale, termodinamica statistică permite calculul celei mai probabile. Rezultatul final al acestui calcul permite determinarea solubilității gazului X în aliajul binar Fe—Yi, sub forma unei sume, conform relației :

$$\chi_{x(Fe-Yi)} = \sum_{j=0}^{6} \left\{ C_6^j (y_{Fe} \chi_{x(Fe)}^{\circ 1/6})^j \cdot (y_i \cdot \chi_{x(Yi)}^{\circ 1/6})^{6-j} exp \cdot \frac{j(6-j)[9\, g_{Yi} + 3 g_{Fe} + j(g_{Fe} - g_{Yi})]}{24 RT} \right\} \quad (1)$$

în care :

$$g_{Fe} = \frac{RT}{5} \ln \left[\frac{\chi_{x(Fe)}^{\circ} \left(1 - \frac{\varepsilon_{x(Fe)}^{Yi}}{6} \right)^4}{\chi_{x(Yi)}^{\circ} \left(1 - \frac{\varepsilon_{x(Yi)}^{Fe}}{6} \right)^2} \right]$$

$$g_{Yi} = \frac{RT}{5} \ln \left[\frac{\chi_{x(Yi)}^{\circ} \left(1 - \frac{\varepsilon_{x(Yi)}^{Fe}}{6} \right)^4}{\chi_{x(Fe)}^{\circ} \left(1 - \frac{\varepsilon_{x(Fe)}^{Yi}}{6} \right)^2} \right] \quad (2)$$

Semnificațiile notațiilor se arată în tabelul 1.

Deci, cunoscînd un număr redus de date preliminare și anume cele coresunzătoare condițiilor limită, $y_{Fe} \to 1$, $y_i \to 1$, se poate calcula solubilitatea gazului X în aliajul Fe—Yi pentru întreaga gamă de concentrații. Autorii au aplicat relațiile (1) și (2) la calculul solubilității hidrogenului și azotului în nouă aliaje

Tabelul 1

Semnificaţia notaţiilor folosite

$\chi_{x(Fe-Yi)}$	= solubilitatea gazului X în aliajul Fe—Yi, în fracţii molare
$\overset{\circ}{\chi}_{x(Fe)}$	= solubilitatea gazului X în fierul pur, în fracţii molare
$\overset{\circ}{\chi}_{x(Yi)}$	= solubilitatea gazului X în elementul de aliere Yi, în fracţii molare
y_{Fe}, y_i	= concentraţia fierului respectiv a elementului de aliere în aliajul Fe—Yi, în fracţii molare
$\varepsilon^{Yi}_{x(Fe)}$, $\varepsilon^{Fe}_{x(Yi)}$	= parametrii de interacţiune de ordinul întîi considerînd fierul, respectiv elementul de aliere ca dizolvant
g_{Fe}, g_{Yi}	= mărime specifică a sistemului, care ţine seamă de energia atomului de gaz dizolvat în aliaj
j	= numărul curent din sumă = numărul atomilor de fier din primul strat de influenţă
γ_x	= coeficientul de activitate a gazului în aliajul Fe-Yi
R	= constanta generală a gazelor
T	= temperatura în grade Kelvin

feroase binare ca: Fe—Ni, Fe—Co, Fe—Mn etc., găsind o concordanţă bună între valorile experimentale şi cele calculate.

La această metodă de calcul sînt de făcut următoarele observaţii:

— Relaţiile stabilite sînt foarte complicate, aplicarea lor necesitînd un volum însemnat de operaţiuni de calcul.

— Parametrii de interacţiune folosiţi diferă de cei indicaţi de alţi autori [6], [7], [8], [9] (tab. 2, *a* şi *b*). Dacă pentru hidrogen aceste diferenţe sînt nesemnificative, pentru azot ele sînt însemnate mai ales pentru aliajele Fe—Ni şi Fe—Cr. De asemenea, unele valori ale parametrilor de tipul $\varepsilon^{Fe}_{x(Yi)}$ par incerte, dacă se compară cu datele comunicate de alţi cercetători şi cu datele experimentale.

Aceste inconveniente diminuează valoarea metodei şi fac discutabil rezultatul obţinut pentru unele dintre cazurile abordate.

II. Scopul acestei lucrări este găsirea unei noi metode de calcul, bazată pe relaţii mai simple, uşor accesibile şi aplicabile întregului domeniu de concentraţii al sistemului Fe—Yi, folosindu-se aceleaşi date preliminare: solubilitatea gazului în fier şi în metalul de aliere şi parametrii de interacţiune de ordinul întîi, corectaţi în prealabil.

Din analiza alurei curbelor experimentale $\chi_{x(Fe-Yi)} = f(y_i)$ şi, mai ales, a funcţiei $\ln\chi_{x(Fe-Yi)} = \varphi(y_i)$, a rezultat după o serie de încercări că aceasta din urmă poate fi reprezentată satisfăcător printr-o porţiune de parabolă. Pentru simplificare, se introduc notaţiile:

$$\left.\begin{aligned} u &= \ln\chi_{x(Fe-Yi)} & \varepsilon_1 &= \varepsilon^{Yi}_{x(Fe)} \\ u_1 &= \ln\overset{\circ}{\chi}_{x(Fe)} & \varepsilon_2 &= \varepsilon^{Fe}_{x(Yi)} \\ u_2 &= \ln\overset{\circ}{\chi}_{x(Yi)} & & \end{aligned}\right\} \quad (3)$$

Ecuaţia parabolei căutate (fig. 1) se poate scrie sub forma:

$$(y_i - y_{i\,min})^2 = 2p(u - u_{min}) \quad (4)$$

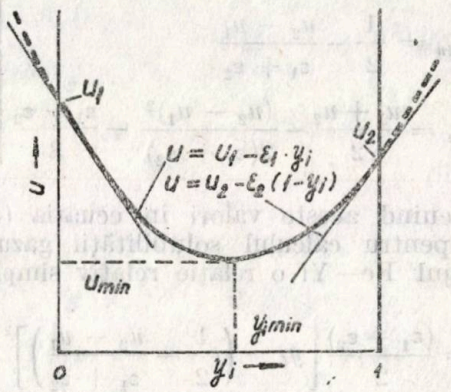


Fig. 1. Schiţă pentru determinarea funcţiei $u = \varphi(y_i)$

„p" fiind parametrul parabolei, iar y_{imin} şi u_{min} coordonatele vîrfului, adică ale punctului minim. Curba căutată trebuie să treacă prin punctele $y_i = 0$, $u = u_1$ şi $y_i = 1$, $u = u_2$.

Tabelul 2

Comparaţia între parametrii de interacţiune după diverşi autori

a. Pentru hidrogen

Element de aliere Yi	$\varepsilon^{Yi}_{H(Fe)}$ după [4]	după [1], [7]	după [8]
Si	4,7	3,55	3,6—4,5
Ni	—0,3	—0,37	—0,2—0,4
Co	0,12	0,16	0,0—0,4
Al	2,2	1,96	1,5
Ge	3,0	2,76	2,99

b. Pentru azot

Element de aliere Yi	$\varepsilon^{Yi}_{N(Fe)}$ după [5]	după [7]	după [6]
Mn	—3,56	—4,52	—5,02
Cr*	—4,01	—8,23	—7,88
Ni	9,15	2,61	2,61
Co	2,95	2,13	2,60

pentru $T = 2\,100$ K

Ținînd seamă de relațiile de definiție a parametrilor de interacțiune:

$$\varepsilon_1 = \varepsilon^{Yi}_{x(Fe)} = \left|\frac{\partial \ln \gamma_x}{\partial y_i}\right|_{y_{Fe}\to 1}; \qquad \varepsilon_2 = \varepsilon^{Fe}_{x(Yi)} \left|\frac{\partial \ln \gamma_x}{\partial y_{Fe}}\right|_{y_i \to 1} \tag{5}$$

în punctele menționate, parabola va admite ca tangente dreptele:

$$\left.\begin{aligned} u &= u_1 - \varepsilon_1 y_i \\ u &= u_2 - \varepsilon_2 (1 - y_i) \end{aligned}\right\} \tag{6}$$

Aceste condiții impuse curbei duc la următoarele valori pentru coeficienții ecuației (4):

$$\left.\begin{aligned} p &= \frac{1}{\varepsilon_1 + \varepsilon_2} \\ y_{i\,min} &= \frac{1}{2} - \frac{u_2 - u_1}{\varepsilon_1 + \varepsilon_2} \\ u_{min} &= \frac{u_1 + u_2}{2} - \frac{(u_2 - u_1)^2}{2(\varepsilon_1 + \varepsilon_2)} - \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_2}{8} \end{aligned}\right\} \tag{7}$$

Înlocuind aceste valori în ecuația (4), rezultă pentru calculul solubilității gazului X în aliajul Fe—Yi o relație relativ simplă:

$$u = \frac{(\varepsilon_1 + \varepsilon_2)}{2}\left[y_i - \left(\frac{1}{2} - \frac{u_2 - u_1}{\varepsilon_1 + \varepsilon_2}\right)\right]^2 + \frac{u_1 + u_2}{2} - \frac{(u_2 - u_1)^2}{2(\varepsilon_1 + \varepsilon_2)} - \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_2}{8} \tag{8}$$

Este interesant de remarcat că, conform relației (8), solubilitatea gazului într-un aliaj binar depinde de suma, respectiv diferența unor date specifice pentru metalele componente ale aliajului respectiv: $\varepsilon_2 + \varepsilon_1$, $u_2 + u_1$, $u_2 - u_1$.

Sistemele de aliaje feroase studiate au fost cele pentru care sînt publicate date experimentale pentru întregul domeniu de concentrații (de la $y_i = 0$ la $y_i = 1$ fracții molare), și anume pentru hidrogen: Fe—Si, Fe—Ni, Fe—Co, Fe—Al, Fe—Ge, iar pentru azot: Fe—Mn, Fe—Cr, Fe—Ni, Fe—Co.

În figurile 2*a*, *b* și *c* se prezintă schematic cazurile rezultate din analiză. Porțiunile de curbă din afară ale domeniului $y_i = 0 - 1$ prezentate punctat nu au o semnificație fizică reală. Din figurile 2 *a*, *b*, *c*, rezultă trei cazuri:

a) cînd punctul minim este în interiorul domeniului real de concentrații $0 < y_{imin} < 1$ (cazul sistemelor: Fe—Si—H, Fe—Co—H, Fe—Al—H, Fe—Ge—H);

b) cînd punctul minim se află în dreapta domeniului real de concentrații $y_{imin} > 1$ (cazul sistemelor: Fe—Ni—N și Fe—Co—N);

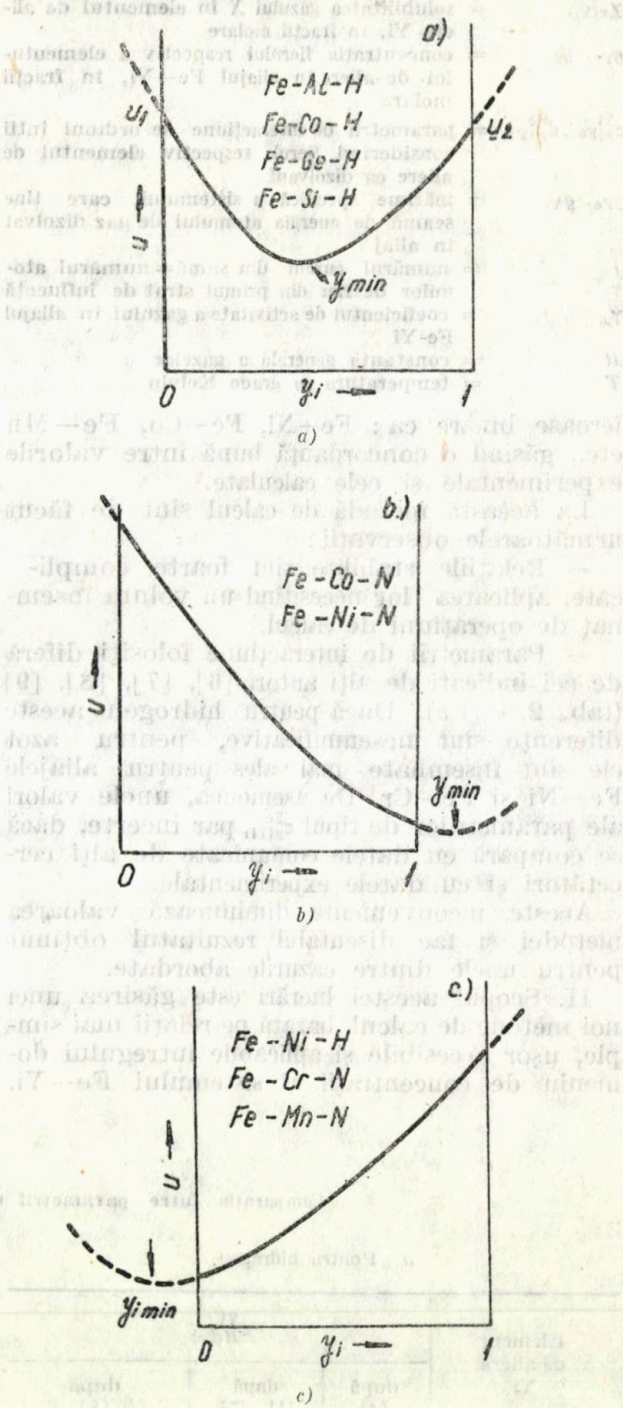


Fig. 2. Schema cazurilor studiate

c) cînd punctul minim se află în stînga domeniului real de concentrații $y_{i\,min} < 0$ (cazul sistemelor Fe—Ni—H; Fe—Mn—N; Fe—Cr—N).

Reintroducînd notațiile inițiale din (3) în formula (8), relația explicită sub formă completă

care se propune pentru calculul solubilității gazului X în aliajul Fe—Yi devine :

$$\ln \chi_{x(\mathrm{Fe-Yi})} = \frac{(\varepsilon^{\mathrm{Yi}}_{x(\mathrm{Fe})} + \varepsilon^{\mathrm{Fe}}_{x(\mathrm{Yi})})}{2} \cdot \left[y_i - \frac{1}{2} + \frac{\ln(\overset{\circ}{\chi}_{x(\mathrm{Yi})}/\overset{\circ}{\chi}_{x(\mathrm{Fe})})}{\varepsilon^{\mathrm{Yi}}_{x(\mathrm{Fe})} + \varepsilon^{\mathrm{Fe}}_{x(\mathrm{Yi})}} \right]^2 + \frac{\ln(\overset{\circ}{\chi}_{x(\mathrm{Fe})} \cdot \overset{\circ}{\chi}_{x(\mathrm{Yi})})}{2} - \frac{[\ln(\overset{\circ}{\chi}_{x(\mathrm{Yi})}/\overset{\circ}{\chi}_{x(\mathrm{Fe})})]^2}{2(\varepsilon^{\mathrm{Yi}}_{x(\mathrm{Fe})} + \varepsilon^{\mathrm{Fe}}_{x(\mathrm{Yi})})} - \frac{\varepsilon^{\mathrm{Yi}}_{x(\mathrm{Fe})} + \varepsilon^{\mathrm{Fe}}_{x(\mathrm{Yi})}}{8}$$

sau, după simplificări :

$$\ln \chi_{x(\mathrm{Fe-Yi})} = \ln \overset{\circ}{\chi}_{x(\mathrm{Yi})} \cdot y_i + \left[\ln \overset{\circ}{\chi}_{x(\mathrm{Fe})} - \frac{\varepsilon^{\mathrm{Yi}}_{x(\mathrm{Fe})} + \varepsilon^{\mathrm{Fe}}_{x(\mathrm{Yi})}}{2} \cdot y_i \right] (1 - y_i) \qquad (9)$$

Această relație permite calculul solubilității gazului X în întregul domeniu de concentrații al aliajului Fe—Yi, cunoscînd în prealabil un număr relativ mic de date preliminare, și anume : solubilitateaacestui gaz în fier ($\overset{\circ}{\chi}_{x(\mathrm{Fe})}$), în metalul de aliere ($\overset{\circ}{\chi}_{x(\mathrm{Yi})}$) și parametrii de interacțiune de ordinul întîi : $\varepsilon^{\mathrm{Yi}}_{x(\mathrm{Fe})}$, $\varepsilon^{\mathrm{Fe}}_{x(\mathrm{Yi})}$ (tab 3, *a* și *b*).

În legătură cu datele preliminare care au fost utilizate în aplicarea metodei de calcul propuse, se menționează următoarele :

— În cazul hidrogenului, pentru parametrii de interacțiune au fost acceptați cei propuși de Frohberg și Anik (tab. 3, *a*), avînd în vedere că acești parametri nu diferă esențial de cei întrebuințați de alți autori ; rezultă astfel și o mai ușoară comparabilitate între valorile obținute prin cele două metode de calcul.

— Pentru azot, ținînd seamă de diferențele prezentate mai sus (tab. 2 *b*), s-au folosit parametrii $\varepsilon^{\mathrm{Yi}}_{N(\mathrm{Fe})}$ admiși de majoritatea cercetătorilor [6] și utilizați și în lucrările anterioare [7]. Parametrii $\varepsilon^{\mathrm{Fe}}_{N(\mathrm{Yi})}$ (tab. 3*b*) au fost determinați prin evaluarea unghiului de înclinare a curbelor experimentale $\ln \chi_{N(\mathrm{Yi})} = \varphi(y_{\mathrm{Fe}})$.

— Solubilitățile utilizate în calcule pentru hidrogen și azot în metalele de aliere pure sînt prezentate de asemenea în tabelul 3, *a* și *b*.

-Pentru solubilitatea fierului pur s-au folosit valorile :

$$\overset{\circ}{\chi}_{H(\mathrm{Fe})} = 1{,}395 \times 10^{-3} \text{ la } 1\,870 \text{ K}$$

$$\overset{\circ}{\chi}_{N(\mathrm{Fe})} = 1{,}718 \times 10^{-3} \text{ la } 1\,870 \text{ K}$$

$$\overset{\circ}{\chi}_{N(\mathrm{Fe})} = 1{,}997 \times 10^{-3} \text{ la } 2\,100 \text{ K}$$

În tabelul 4 se arată solubilitățile gazelor respective calculate pe baza relației (8), respectiv (9) pentru cele nouă sisteme analizate, la concentrații ale elementului de aliere de 0,1 ; 0,3 ; 0,5 ; 0,7 și 0,9 fracții molare. În figurile 3, *a* — *i* se compară aceste rezultate cu datele experimentale publicate în literatura de specialitate. Valorile se referă la presiunea de

Tabelul 3

Datele de bază folosite pentru calculul solubilității după relația (9)

a. Pentru hidrogen

Element de aliere Yi	$\overset{\circ}{\chi}_{H(\mathrm{Yi})} \cdot 10^3$	$\varepsilon^{\mathrm{Yi}}_{H(\mathrm{Fe})}$	$\varepsilon^{\mathrm{Fe}}_{H(\mathrm{Yi})}$
Si	0,2043	4,7	3,5
Ni	2,5460	—0,3	1,23
Co	1,3850	0,12	0,25
Al	1,4309	2,2	2,4
Ge	1,3754	3,0	2,5

b. Pentru azot

Element de aliere Yi	$\overset{\circ}{\chi}_{N(\mathrm{Yi})} \cdot 10^3$	$\varepsilon^{\mathrm{Yi}}_{N(\mathrm{Fe})}$	$\varepsilon^{\mathrm{Fe}}_{N(\mathrm{Yi})}$
Mn	55,6337	—4,52	4,60
Cr*	176,8557	—8,26	8,30
Ni	0,0845	2,61	—1,08
Co	0,0948	2,50	—2,36

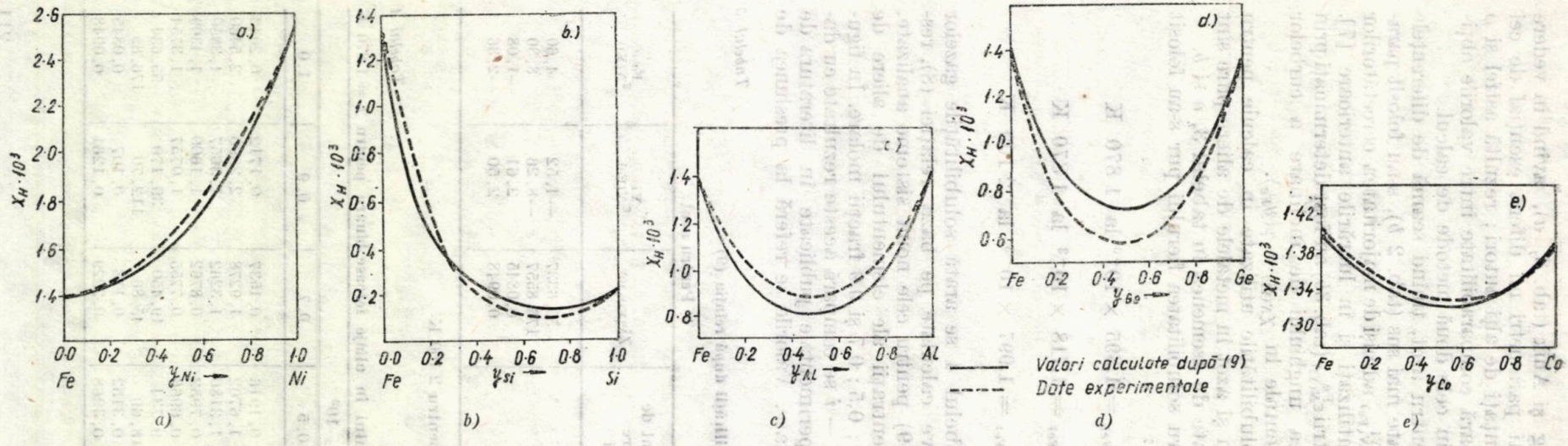
* pentru 2 100 K

Tabelul 4

Rezultatele calculului pe baza relației (9) a solubilității hidrogenului și azotului în aliaje feroase binare pentru $T = 1\,870$ K

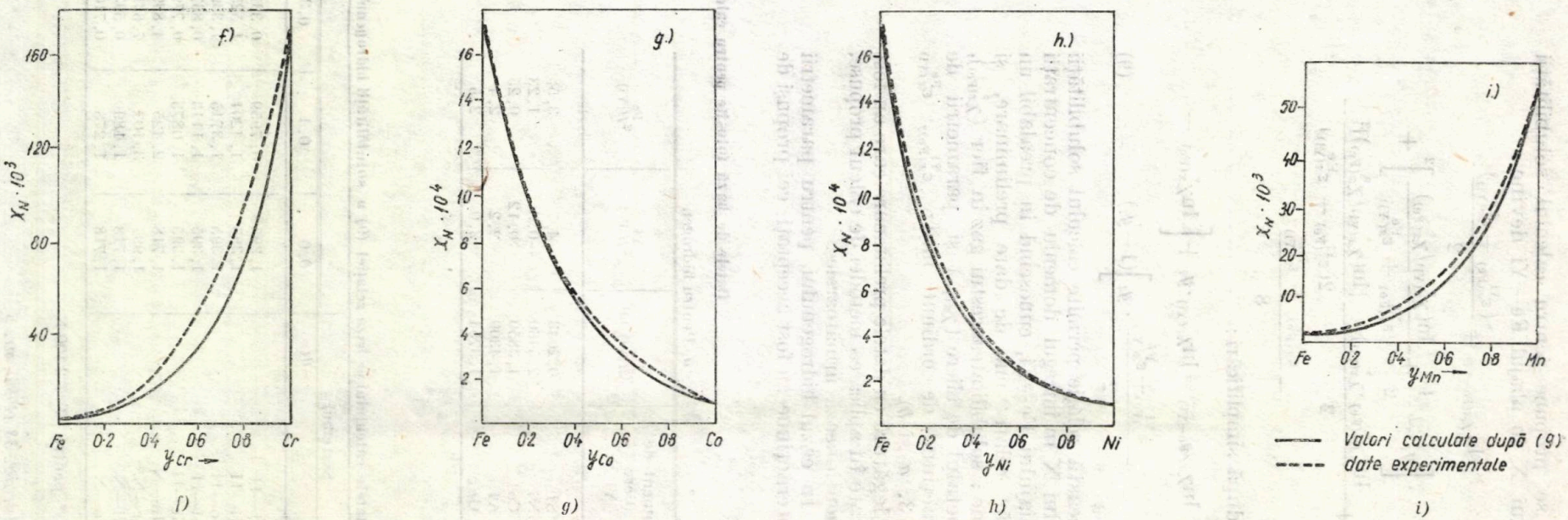
Sistemul	$\chi_x \cdot 10^3$						
y_i	0,0	0,1	0,3	0,5	0,7	0,9	1,0
Fe—Si—H	1,395	0,7959	0,3314	0,1916	0,1537	0,1712	0,2043
Fe—Ni—H	1,395	1,4201	1,5250	1,6762	1,9278	2,2990	2,5460
Fe—Co—H	1,395	1,3715	1,3395	1,3180	1,3262	1,3657	1,3850
Fe—Al—H	1,395	1,1113	0,8674	0,7952	0,8762	1,1600	1,4309
Fe—Ge—H	1,395	1,0875	0,7798	0,6966	0,7755	1,0757	1,3754
Fe—Mn—N	1,718	2,425	4,839	9,734	19,450	39,170	55,634
Fe—Cr—N*	1,997	3,107	7,631	18,69	45,86	112,70	176,85
Fe—Ni—N	1,718	1,189	0,5937	0,3152	0,178	0,107	0,0845
Fe—Co—N	1,718	1,278	0,7101	0,3968	0,2229	0,1261	0,0948

* pentru $T = 2\,100$ K



a) b) c) d) e)

Fig. 3 (a—e). Comparație între valoarile calculate după relația (9) și datele experimentale pentru hidrogen



f) g) h) i)

Fig. 3 (f — i). Comparație între valorile calculate după relația (9) și datele experimentale pentru azot

1 atm și temperatura de 1 870 K, cu excepția sistemului Fe—Cr—N pentru care $T = 2\,100$K.

Rezultă că, pentru unele sisteme ca: Fe—Ni—H; Fe—Si—H; Fe—Co—H; Fe—Mn—N; Fe—Ni—N, curbele calculate sînt identice sau foarte apropiate de cele determinate experimental. Pentru sistemele Fe—Ge—H și Fe—Cr—N în domeniile de concentrații din jurul punctului 0,5 respectiv 0,7 fracții molare, diferențele sînt mai mari (10—15%), dar alura curbelor calculate este similară cu a celor determinate experimental.

Trebuie observat că și datele experimentale au un anumit grad de aproximație, fapt relevat și de diferențele însemnate care apar între determinările diverșilor cercetători. Așa de exemplu [9] valoarea solubilității minime a hidrogenului în sistemul Fe—Si a fost găsită experimental pentru 1 600°C (1 873K) de:

0,0001 fr. mol. — H. Bester și W. Lange (1976)

0,0002 fr. mol — N. Nozaki și colab. (1966)

0,00025 fr. mol. — T. K. Kostina și colab. (1971)

iar concentrațiile de siliciu pentru care hidrogenul are solubilitatea minimă au fost indicate între 0,55 și 0,75 fracții molare.

Ținînd seama de cele relatate, se poate afirma că valorile calculate cu ajutorul relației (8) — (9) reflectă satisfăcător variația solubilității hidrogenului și azotului în toată gama de concentrații a sistemelor binare Fe—Yi și că acestea sînt perfect determinate de datele limită menționate: solubilitatea gazului respectiv în fier și elementul de aliere și parametrii de interacțiune de ordinul întîi ai sistemelor limită.

Mai trebuie remarcat că valorile calculate prin această metodă sînt foarte apropiate pentru majoritatea aliajelor studiate de cele rezultate din aplicarea relațiilor obținute pe baza termodinamicii statistice.

Este de observat că, printr-o evaluare mai exactă a parametrilor de interacțiune, metoda propusă este susceptibilă de îmbunătățiri.

BIBLIOGRAFIE

[1] Apa, L. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 1, 1986 p. 17—20.
[2] Mitra, M. și Lange, K. W. În: Archiv f. d. Eisenhüttenw, R. F. G., nr. 6, 1985, p. 313—318.
[3] Bolșov, L. A. și alții. În: Izvestia VUZ Ciornaia metallurghia, U.R.S.S., nr. 1, 1973 p. 53—55.
[4] Frohberg, G. M. și Anik, S. În: Archiv f. d. Eisenhüttenw., R. F. G., nr. 2, 1984, p. 45—48.
[5] Frohberg, G. M. și Anik, S. În: Archiv f. d. Eisenhüttenw, R. F. G., nr. 8, 1984, p. 365—367.
[6] Sokolov, V. M. și Bolșov, L. A. În: Izvestia VUZ Ciornaia metallurghia, U.R.S.S., nr. 9, 1982, p. 5—7.
[7] Apa, L. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 1, 1985, p. 20—24.
[8] Bagshaw, T. și Mitchell, A. În: I. Iron a. Steel Inst., Anglia, 7, 1967, p. 769—771.
[9] Bester, H. și Lange, R W. În: Stahl u. Eisen, nr. 21, 1977, p. 1037—1039.

RECENZIE

N. Deică — **Fibrele ceramice refractare**

București, Editura Tehnică, 1985

După apariția cărții „Utilizarea rațională a produselor refractare", o carte de bază și de referință, unică în felul ei în țară și străinătate, același autor (ing. Nicolae Deică, vechi și cunoscut specialist în acest domeniu) a elaborat o nouă și interesantă carte „Fibrele ceramice-refractare" (Editura Tehnică, seria „Tehnica la zi").

Prin apariția acestei cărți se face cunoscută inginerilor, tehnicienilor și muncitorilor o nouă metodă, care a revoluționat tehnica construcției cuptoarelelor industriale cu ajutorul căptușelilor din fibre ceramice-refractare.

Se apreciază că, prin folosirea acestor fibre refractare (avînd bază Al_2O_3, $Al_2O_3—SiO_2$, Cr_2O_3 și ZrO_2) la construcția cuptoarelor și agregatelor termice industriale, s-au obținut parametri funcționali optimi (consumuri specifice, productivități, manoperă ș. a.). Este de ajuns să se menționeze faptul că la unele cuptoare s-au obținut economii de energie (combustibil și electricitate) de pînă la 40%, productivități mărite cu cel puțin 30%, durabilități peste 100% și o amortizare rapidă (4—6—12 luni). Aceasta cu atît mai mult cu cît în ultimul deceniu penuria de energie s-a resimțit din ce în ce mai mult, necesitînd căpătușeli refractare mai bune și mai eficiente.

Fibrele refractare sînt materiale ideale, care răspund acestor deziderate stringente ale seetoarelor calde din întreaga industrie, cu utilizări pînă la 1 650°C.

În lucrarea apărută în Ed. Tehnică autorul tratează aceste noi produse sub toate aspectele: fabricație, proprietăți, parametri de proiectare și funcționali (punerea lor în operă), iar un capitol special, cuprinzător, tratează utilizările industriale în principalele ramuri ale economiei (metalurgie, construcții de mașini, chimie, petrochimie, silicați, nucleară și aerospațială etc.). Sînt menționate de asemenea experiențele și practicile industriale din țară și de peste hotare și rezultatele optime obținute.

Este o carte care interesează pe toți cei ce proiectează și lucrează în sectoarele calde ale diverselor industrii ale economiei naționale.

Prof. dr. *ing. Sofroni, L.*

Influența fierului vechi preîncălzit asupra dozării încărcăturii metalice la convertizoarele cu oxigen de tip LD

Ing. I. Butnariu, ing. E. Bereceanu
Institutul politehnic — București
ing. C. T. Mustață
IPROMET — București
ing. A. Ivănescu
Universitatea din Galați

CZ · 669.184.244.86

Creșterea proporției fierului vechi în încărcătura metalică a convertizorului constituie unul din principalele mijloace de diminuare a consumului specific de fontă lichidă, la elaborarea oțelului în convertizoare.

De remarcat este faptul că o tonă de fontă lichidă, utilizată în încărcătura convertizorului, înglobează cca 700 kg. c. c., spre deosebire de fierul vechi care în calculul costului de producție se consideră nefiind purtător de energie înglobată.

Lucrarea de față completează tema prezentată în articolul [3] și își propune să analizeze posibilitățile de creștere a proporției fierului vechi în încărcătura convertizorului și influența preîncălzirii acestuia asupra consumului specific de fontă lichidă.

Se prezintă o serie de rezultate obținute prin prelucrarea datelor de la elaborarea unor șarje de oțel calmat obișnuit.

Condiții experimentale

Oțelul calmat obișnuit a fost elaborat în convertizoare cu oxigen de tip LD.

Încărcătura metalică a convertizorului, fără preîncălzirea fierului vechi, a fost compusă din fier vechi, în proporție, de 23,0%, și fontă lichidă în proporție de 77,0%, cu temperatura cuprinsă între 1 250 și 1 350°C.

Fierul vechi încărcat a avut o temperatură ce a variat între 20 și 500°C, el provenind din șutajele laminorului slebing. Șutajele rezultate în urma laminării lingourilor, care au constituit fierul vechi „preîncălzit", printr-un transport operativ în hala de încărcături metalice a oțelăriei LD, au ajuns în stare caldă la temperatura arătată mai sus.

Temperatura șutajelor a fost măsurată cu termocupluri de contact, iar în cazul în care s-au încărcat două sau mai multe troci cu fier vechi cu temperatură diferită, în calculul de șarjă și în bilanțul termic acestea s-au considerat ca atare.

Insuflarea oxigenului s-a făcut prin lance cu cinci duze cu un debit de 350 Nm^3/min, iar varul bulgări pentru formarea zgurei a fost adăugat în primele minute ale insuflării.

Pentru scoaterea în evidență a creșterii cotei de material feros solid, în încărcătura convertizorului s-au întocmit bilanțurile de materiale și energetic (pentru una din șarje considerată reprezentativă și numită șarjă martor) prezentate în tabelele 1 și 2 și în diagrama bilanțului termic din figura 1*.

Rezultate experimentale

În tehnologia curentă de elaborare, în mod obișnuit, energia necesară pentru topirea fierului vechi și pentru desfășurarea procesului tehnologic se obține din oxidarea elementelor însoțitoare din fonta lichidă, din căldura fizică a acesteia și din zgurificarea fierului.

Ținînd seamă de faptul că pentru topirea și supraîncălzirea unui kilogram de fier vechi sînt necesare cca 350 kcal, cantitatea de mate-

Tabelul 1

Bilanțul de materiale *

Intrări			Ieșiri		
Denumirea	kg	%	Denumirea	kg	%
Fontă lichidă	77,000	67,07	Oțel lichid	93,105	81,100
Fier vechi	23,000	20,03	Zgură	11,417	9,90
Oxigen tehnic	6,400	5,57	Gaze	7,458	6,500
Fluorină	0,500	0,43	Picături de oțel în zgură	0,57	0,500
Var metalurgic	5,500	4,80	Fe_2O_3 în praf	2,143	1,860
Căptușeală dolomitică	1,000	0,87	Zgură de la dezoxidare	0,282	0,240
Feromangan	0,480	0,418	Scoarță pe lance	0,01	0,008
Ferosiliciu	0,374	0,325	Depuneri pe hotă	0,02	0,017
Aluminiu	0,050	0,04	Gaze de dezoxidare	0,008	0,007
Zgură de melanjor	0,500	0,43	Eroare	—0,209	0,182
Total	114,804	100,00	Total	114,804	100,00

* bilanțul s-a întocmit pentru 100 kg încărcătură metalică

* Numerele încercuite reprezintă numărul curent, respectiv proveniența și destinația căldurii din sistem, prezentate în tabelul 2.

Tabelul 2

Bilanțul termic

Căldura intrată				Căldura ieșită			
Denumirea	Simbol	kcal	%	Denumirea	Simbol	kcal	%
Căldura fizică a fontei lichide	$Q_{f0.l}$	22 859,50	50,00	Căldura fizică a oțelului lichid	Q_o	30 305,00	66,27
Căldura fizică a fierului vechi	$Q_{fe.v}$	50,60	0,11	Căldura fizică a zgurei	Q_{zg}	5 373,00	11,75
Căldura fizică a zgurei din melanjor	$Q_{zg.mel}$	239,20	0,52	Căldura înmagazinată în praf	Q_p	800,00	1,75
Căldura fizică a varului	Q_{var}	23,76	0,05	Căldura fizică a gazelor arse	$Q_{g.a}$	3 822,07	8,35
Căldura fizică a oxigenului	Q_2	36,0	0,08	Căldura pierdută prin radiații	Q_r	524,17	1,15
Căldura fizică a fluorinei	Q_{CaF_2}	2,40	0,005	Căldura necesară evaporării apei	$Q_{ev.a}$	15,80	0,034
Căldura fizică a căptușelii refractare	$Q_{c.ref}$	415,00	0,91	Căldura înmagazinată în apa de răcire a lăncii	$Q_{r.l}$	620,00	1,35
Căldura rezultată din reacțiile exoterme	Q_{ex}	22 100,70	48,33	Căldura înmagazinată în picăturile de oțel rămase în zgură	$Q_{p.zg}$	183,00	0,40
				Căldura înmagazinată în scoarțele depuse pe hotă și lance	$Q_{s.hot}$	715,00	1,56
				Căldura înmagazinată în zidăria refractară	Q_{zid}	1 280,00	2,80
				Căldura pierdută prin mantaua metalică	Q_m	186,24	0,40
				Căldura necesară reacțiilor endoterme	Q_{end}	2 135,45	4,67
				Eroare		—232,57	0,50
Total	$Q.i$	45 727,16	100	Total	Q_e	45 727,16	100

* bilanțul termic s-a întocmit pentru 100 kg încărcătură metalică

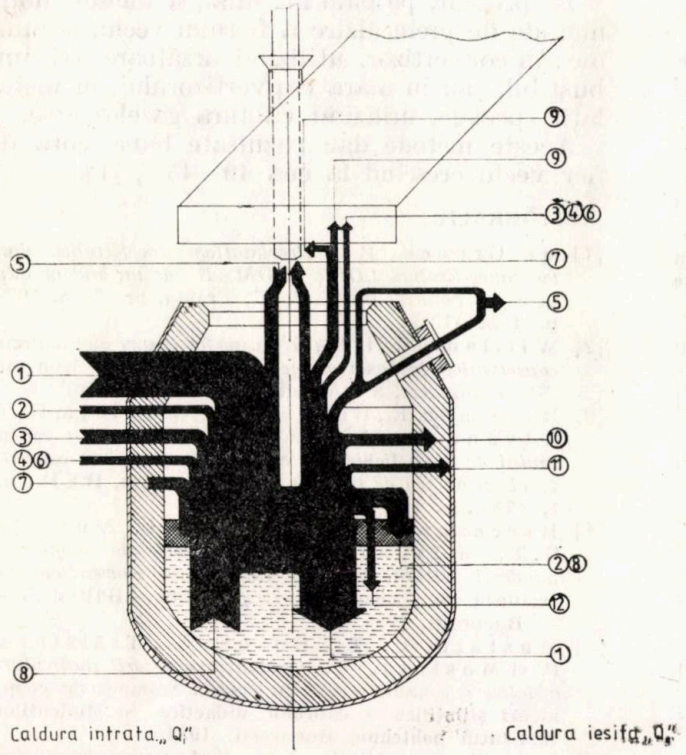


Fig. 1. Diagrama bilanțului termic

rial feros solid ce poate fi topită și adusă la temperatura tehnologică de lucru (~ 1 650°C) este limitată și se determină din bilanțul termic al șarjei, și anume :

$$Q_{f0.l} + Q_{fe.v.} + Q_{zg.mel} + Q_{var} + Q_{O_2} + Q_{CaF_2} + Q_{c.ref} + Q_{ex.} = Q_0 + Q_{zg.} + Q_p + Q_{g.a.} + Q_r + Q_{ev.a.} + Q_{r.l} + Q_{p.zg.} + Q_{s.hot.} + Q_{zid.} + Q_m + Q_{end.} \quad (1)$$

unde $Q_{f0.l}$, $Q_{f.v}$. . . au semnificațiile date în tabelul 2.

Căldura disponibilă pentru topirea fierului vechi rezultă din relația (1).

Raportat la „șarja martor" pentru care s-a întocmit bilanțul termic, aportul de căldură la o preîncălzire a fierului vechi pînă la 500°C este de 63 400 kcal/t fier vechi încărcat, adică energia termică necesară topirii și supraîncălzirii a cca 180 kg fier vechi.

Din sistemul de ecuații

$$G_{f0.l} \times \frac{s}{100} + G_{fe.v} = G_s \quad (2)$$

$$Q^{disp.}_{fe.v.} \times G_{f0.l} = q^{nec.}_{fe.v.} \times G_{fe.v.} \quad (3)$$

unde :

G_s este greutatea șarjei de oțel, t;
$G_{f0.l}$ — greutatea fontei lichide, t;
$G_{fe.v}$ — greutatea fierului vechi, t;
s — scoaterea de oțel, %;
$Q^{disp}_{fe.v.}$ — căldura disponibilă adusă în sistem de o tonă de fontă lichidă pentru topirea fierului vechi, kcal/t;
$q^{nec.}_{fe.v.}$ — căldura necesară pentru topirea și aducerea la temperatura tehnologică de lucru a unei tone de fier vechi, kcal/t,

Tabelul 3

Corecția „răcirii" în funcție de temperatura fierului vechi încărcat

$t_{Fe.v}$	$Q^t_{Fe.v}$	ΔQ	$\Delta G_{Fe.o.l}$	ΔR
°C	kcal/t.fe.v.	kcal/șarjă	tone/șarjă	kg/t.fontă lichidă
50	5 500	0	0	0
100	11 100	519 258	0,837	9,47
150	16 950	792 921	1,279	14,46
200	22 800	1 066 584	1,720	19,45
250	29 100	1 361 298	2,195	24,83
300	35 400	1 656 012	2,670	30,20
350	42 200	1 974 116	3,184	46,00
400	49 000	2 292 220	3,697	41,80
450	56 200	2 629 036	4,240	47,94
500	63 400	2 965 852	4,743	54,09

Notă:

$Q^t_{Fe.v}$ este cantitatea de căldură adusă de fierul vechi preîncălzit la temperatura t, kcal/t;

$$Q^t_{Fe.v} = m \cdot c \cdot \Delta t, \text{ kcal} \quad (6)$$

ΔQ — cantitatea de căldură adusă suplimentar în sistem de fierul vechi preîncălzit, kcal/șarjă;

$$\Delta Q = Q^t_{Fe.v} \cdot G_{Fe.v}, \text{ kcal/șarjă}; \; G_{Fe.v} = 46{,}78 \text{ t} \quad (7)$$

$\Delta G_{Fo.l}$ — cantitatea de fontă lichidă ce poate fi înlocuită în condițiile preîncălzirii fierului vechi la temperatura t, t/șarjă;

$$\Delta G_{Fo.l} = \frac{\Delta Q}{q_{Fo.l}}, \text{ t/șarjă} \quad (8)$$

$q_{Fo.l}$ — cantitatea de căldură adusă în sistem de o t fontă lichidă care se consideră a avea o valoare medie de 620 000 kcal/t;

ΔR — cantitatea de fier vechi ce poate fi încărcată suplimentar în condițiile preîncălzirii lui la temperatura t, kg/t$Fo.l$;

$$\Delta R = \frac{\Delta Q}{G_{Fo.l} \cdot q_{Fe.v}}, \text{ kg/t } Fo \cdot l \quad (9)$$

$G_{Fo.l} = 156{,}66$ t;

$q_{Fe.v}$ — cantitatea de căldură necesară pentru topirea unui kilogram de fier vechi, considerată a fi de circa 350 kcal/kg.

Se consideră că fierul vechi cu temperatura de 50°C nu aduce căldură suplimentară în sistem, această valoare luîndu-se drept referință.

se poate determina cantitatea de fier vechi ce poate fi încărcată în convertizor astfel încît bilanțul termic să se închidă, iar procesul tehnologic să decurgă în condiții normale.

Preîncălzirea fierului vechi atrage după sine o creștere a cantității de căldură din sistem, cu posibilități de mărire a cotei de fier vechi încărcat sau, după caz, de micșorare a cantității de fontă lichidă în încărcătură.

În această situație ecuația (3) se modifică, și anume:

$$Q^{disp.}_{Fe.v} \cdot G_{F0.l} + Q^t_{Fe.v} \cdot G^{nec.}_{Fe.v.} = G_{Fe.v.} \cdot q^{nec}_{Fe.v.} \quad (4)$$

unde:

$G_{Fo,l}$, $G_{Fe.v.}$, $Q^{disp.}_{Fe.v.}$, $q^{nec}_{Fe.v.}$ au semnificația dată mai sus;

$Q^t_{Fe.v}$ — cantitatea de căldură adusă de fierul vechi preîncălzit la temperatura t, kcal/t.

Avînd în vedere cele arătate mai sus, pentru un calcul rapid și o intervenție promptă în dozarea încărcăturii metalice a convertizorului, în tabelul 3 se prezintă valorile cantitative ale corecției „răcirii" (cantitatea de material feros solid încărcat și definit ca raportul dintre cantitatea de fier vechi și fonta lichidă încărcată [3]), în funcție de temperatura fierului vechi folosit.

Modificarea bilanțului termic, în sensul creșterii cantității de căldură din sistem, permite mărirea cotei de material feros solid încărcat în convertizor pînă la cca 30%, valoare în deplină concordanță cu studiile similare efectuate [7].

Transpunînd cantitativ această valoare, ea reprezintă cca 65,7 t fier vechi pe șarjă la aceeași cantitate de fontă lichidă încărcată în varianta clasică. Proporția de fier vechi și fontă se va modifica dar încărcătura va fi adaptată la capacitatea de producție a agregatului de elaborare.

Concluzii

Utilizarea materialului feros solid preîncălzit în încărcătura convertizorului permite o diminuare importantă a consumului specific de fontă lichidă. În conjunctura energetică actuală, preîncălzirea fierului vechi poate fi extinsă și generalizată fie printr-o bună organizare a transportului șutajelor de la laminorul slebing, fie prin utilizarea unor instalații speciale de preîncălzire.

În prezent, pe plan mondial, se folosesc două metode de preîncălzire a fierului vechi, și anume: în convertizor, utilizînd arzătoare oxicombustibil, sau în afara convertizorului, în instalații speciale, utilizînd căldura gazelor arse.

Aceste metode dau rezultate bune, cota de fier vechi crescînd la cca 40—45% [1].

BIBLIOGRAFIE

[1] de Croock, R. *Prechauffage des ferrailles dans les convertisseurs LD de SIDMAR par un brûleur oxygène-gaz naturel.* În: C. I. T., Franța, nr. 7—8, 1978, p. 1359—1368.

[2] Williams, C. H. *Superheating for energy and material conservation in basic oxygen steelmaking.* În: Iron and Steel Engineer, S U A., nr. 6, 1977, p. 54—56.

[3] Berceanu, E., Butnariu, I., Mustață, C., T. și Ivănescu, A. *Posibilități de reducere a consumului de fontă lichidă la elaborarea oțelului în convertizorul cu oxigen de tip LD.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 1, 1985., p. 13—18.

[4] Berceanu, E., Butnariu, I., Mustață, C.T. și Ivănescu, A. *Metode de creștere a ponderii fierului vechi în încărcătura convertizoarelor.* Sesiunea de comunicări științifice — IPROMET — — București, 1984.

[5] Mustață, C. T., Cosor, E., Trăistaru, P. și Mustață, V. *Optimizarea dozării încărcăturii metalice a convertizoarelor cu oxigen.* Sesiunea de comunicări științifice a cadrelor didactice și studenților, Institutul politehnic București, 1984.

[6] Von Bodandy L. ș. a. *Verbesserung des Bodenblasens durch die kombinierte Blastechnik und Erhöhung des Schrottsatzes.* În: Stahl und Eisen, R.F. G., nr. 7, 1982, p. 341—346.

[7] Laws, W. R. *Prospects for Scrap Preheating for the Basic Oxygen Furnace,* În: Steel Times, Anglia, nr. 9, 1972, p. 697.

Ing. A. Gaba
ICEM

Aspecte ale utilizării arzătoarelor cu viteză mărită la cuptoarele de încălzire

CZ : 662.944.2 : 669.041

Parametrii transferului de căldură în cuptoarele de încălzire din siderurgie sînt, pe de o parte, impuși de caracteristicile fizico-chimice ale oțelului și, pe de altă parte, influențați de o serie de factori constructivi și funcționali ai cuptorului de încălzire.

Atît pentru cuptoarele de încălzire cu funcționare discontinuă (cuptoare cameră cu vatră fixă sau vatră mobilă și cuptoare adînci), cît și pentru cuptoarele cu funcționare continuă (cuptoare cu propulsie și cuptoare cu grinzi pășitoare), care au ponderea cea mai însemnată în consumul total de combustibil al cuptoarelor de încălzire din siderurgie, principalii parametri ce influențează transferul de căldură sînt :

— parametrii constructivi — dimensiunile și formele spațiului de lucru, ce determină factorii de formă și grosimea stratului de gaze ; natura și grosimea zidăriei, cu influență asupra coeficienților de emisie-absorbție, conductivității termice și temperaturii maxime de lucru ; tipul și amplasarea arzătoarelor care influențează distribuția concentrațiilor, temperaturilor și vitezelor în cuptor ;

— parametrii funcționali — natura combustibilului și a carburantului, ce determină compoziția și temperatura flăcării ; temperatura comburantului și a combustibilului, cu influență asupra temperaturii și compoziției flăcării ; modul de așezare a materialului, ce condiționează factorii de formă și circulația gazelor ; temperatura de încărcare a materialului, ce influențează temperatura din cuptor.

Dintre acești parametri o influență deosebită asupra gazodinamicii și transferului de căldură are tipul de arzător utilizat. În ultima vreme au fost introduse, la unele cuptoare de încălzire, arzătoare cu viteză mare, denumite arzătoare cu impuls, care au dus la îmbunătățirea randamentului cuptoarelor. Ca urmare, s-a căutat să se adapteze, unde e posibil, arzătoarele existente la o funcționare cu viteză mărită.

Acest lucru a fost evidențiat prin experimentările efectuate pe un cuptor adînc. Pentru determinarea performanțelor arzătorului cu viteză mărită, comparativ cu ale arzătorului cu care a fost dotat inițial cuptorul adînc, s-au realizat o serie de orificii în zidăria cuptorului, amplasate conform figurii 1, prin care s-au introdus sondele direcționale cu ajutorul cărora s-au determinat cîmpuri de temperaturi, viteze și concentrații ale gazelor. De asemenea, cu ajutorul sondei S_6, s-au determinat cîmpurile de temperaturi în lungul șarjei, pentru suprafața, centrul și un punct din interiorul unui lingou situat lîngă peretele frontal al cuptorului.

S-au realizat mai multe variante constructive ale arzătorului, plecînd de la varianta inițială, notată V_0.

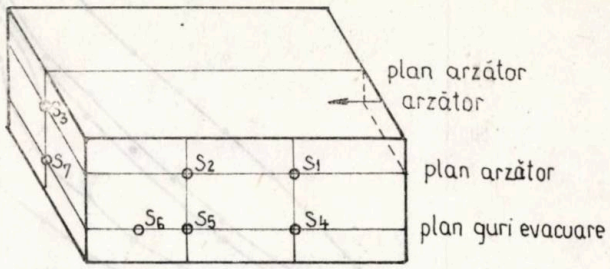


Fig. 1. Schema amplasării orificiilor în zidăria cuptorului adînc experimental

În figurile 2 și 3 se prezintă, spre exemplificare, diagramele de încălzire pentru o șarjă rece notată V_0 S_1 și pentru o șarjă caldă, V_0 S_2, realizate cu acest arzător. În aceste figuri s-au utilizat următoarele notații :

$S_1, S_2, \ldots, S_7$ — numărul sondei corespunzător orificiului din figura 1 ;

T_{cuptor} — temperatura din cuptor, determinată cu termocuplul din dotarea cuptorului ;

S — temperatura suprafeței lingoului ;

C — temperatura centrului lingoului ;

EC — temperatura gazelor la evacuarea din cuptor ;

IR — temperatura gazelor la intrarea în recuperator ;

ER — temperatura gazelor la ieșirea din recuperator ;

AC — temperatura aerului de combustie la intrarea în arzător.

Diagramele conțin valorile obținute cu sodele complet introduse în cuptor, adică în puncte situate în planul vertical ce trece prin axul arzătorului.

Din studiul încălzirii cu arzătorul V_0 au rezultat următoarele concluzii :

— procesul de amestecare-ardere se produce în exteriorul arzătorului și în mare măsură, cînd cuptorul este rece, prin impact pe peretele frontal ;

— flacăra nu este stabilă, ceea ce determină încălzirea cuptorului pînă la 850°C cu capacul ridicat ;

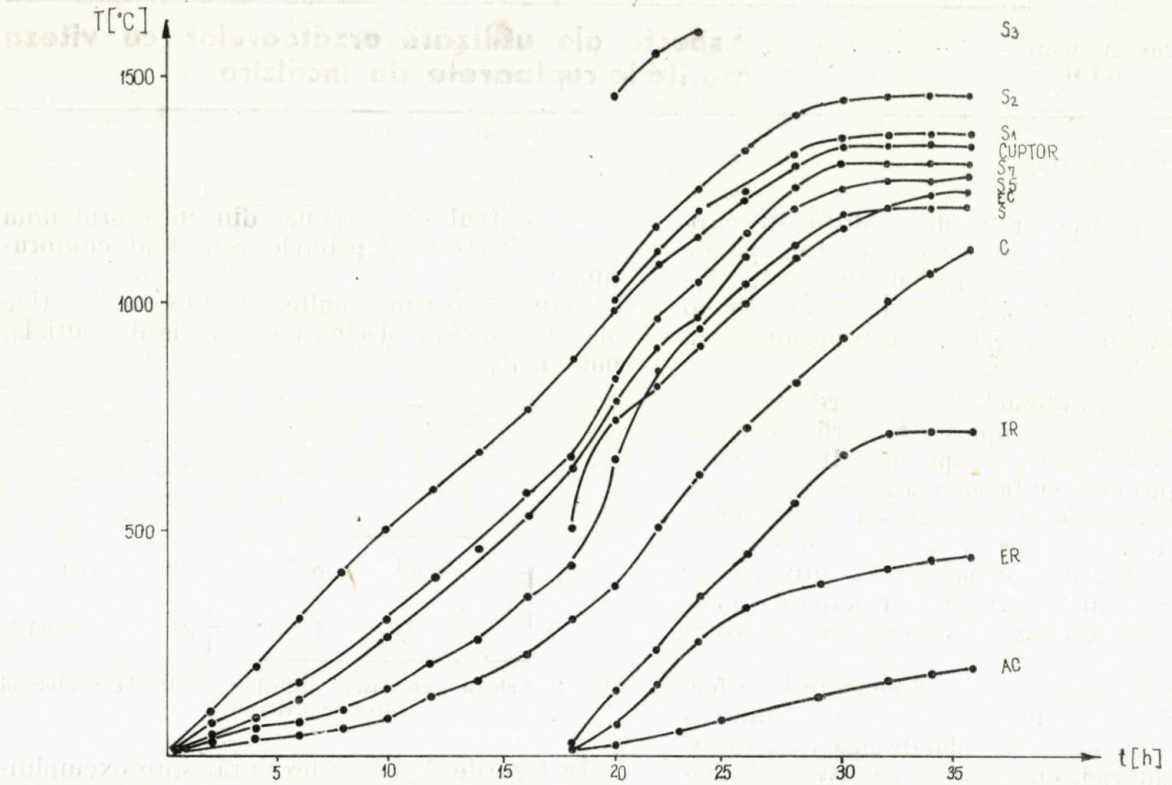


Fig. 2. Diagrama de încălzire cu arzător de viteză mică V_0S_1

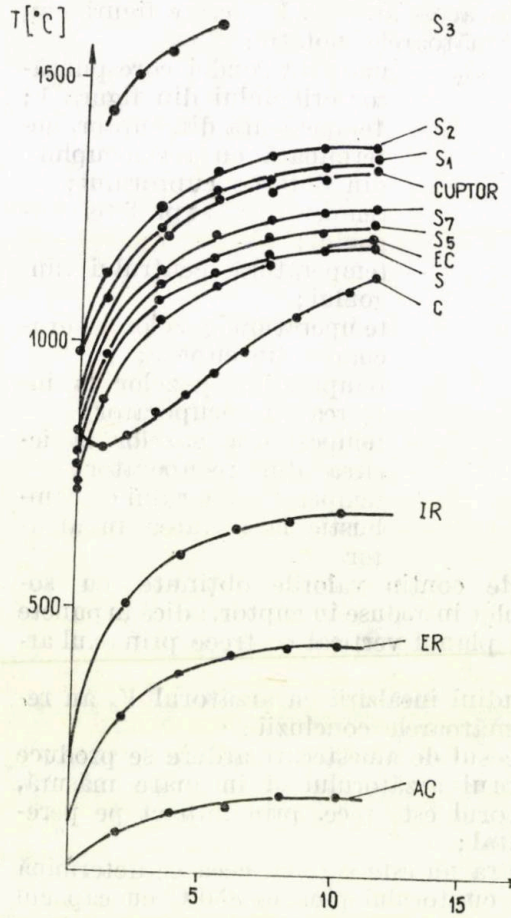


Fig. 3. Diagrama de încălzire cu arzător de viteză mică V_0S_2

— diferenţele de temperatură între traseul de ducere-întoarcere al gazelor arse, ţinînd seamă şi de temperatura măsurată cu S_3, sînt de cca 600°C la şarjele reci şi de cca 400°C la şarjele calde.

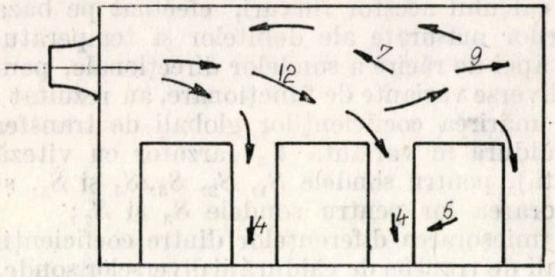
Plecînd de la aceste concluzii şi avînd în vedere îmbunătăţirea transferului de căldură în cuptor, s-au realizat mai multe variante constructive de arzător cu viteză mărită. Varianta finală de arzător cu viteză mărită, notată cu V_3, a fost aleasă pe baza a două criterii, stabilitatea arderii şi impulsul specific. În această variantă s-a realizat o recirculare intensă pe întreg parcursul şarjei, cu efecte pozitive în mărirea coeficientului de transfer convectiv şi în uniformizarea încălzirii.

Această importantă caracteristică a noului arzător a fost pusă în evidenţă şi prin determinarea cîmpului de viteze în cuptor. În figurile 4 şi 5 sînt prezentate structurile cîmpului de viteze, în varianta iniţială şi respectiv finală, pentru un debit mediu de bigaz. Aceste structuri evidenţiază superioritatea, din punct de vedere gazodinamic, a cuptorului dotat cu arzătorul din varianta V_3.

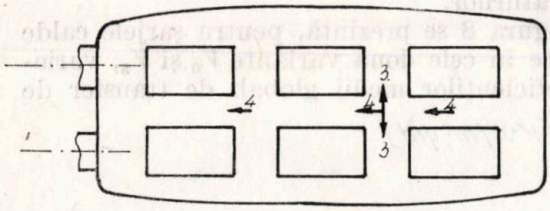
Rezultatele studiului gazodinamic sînt asemănătoare celor obţinute de diverşi cercetători pe modele reci de cuptoare adînci, numai din punctul de vedere al evidenţierii unor direcţii şi sensuri de circulaţie a gazelor [1]. Prin studiul gazodinamic efectuat s-a determinat şi vectorul viteză, în diverse puncte din cuptor în condiţiile reale de funcţionare, ceea ce per-

mite o caracterizare a arzătorului și oferă și date de calcul al transferului de căldură din cuptor. Rezultatele studiului gazodinamic sînt confirmate și de valorile temperaturilor și ale compoziției gazelor din diverse puncte ale cuptorului.

În figurile 6 și 7 sînt prezentate diagramele de încălzire pentru o șarjă rece V_3 S_1 și respec-

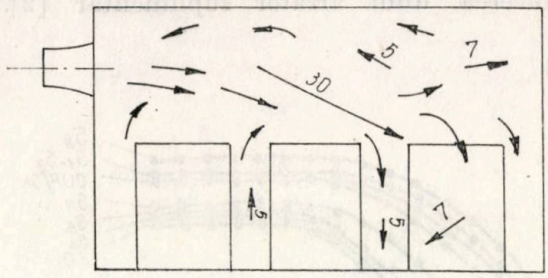


Secțiune longitudinală prin axa arzătorului

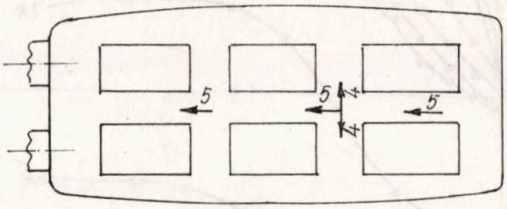


Secțiune orizontală prin axa gurilor de evacuare

Fig. 4. Structura cîmpului de viteze în varianta V_0



Secțiune longitudinală prin axa arzătorului



Secțiune orizontală prin axa gurilor de evacuare

Fig. 5. Structura cîmpului de viteze în varianta V_3

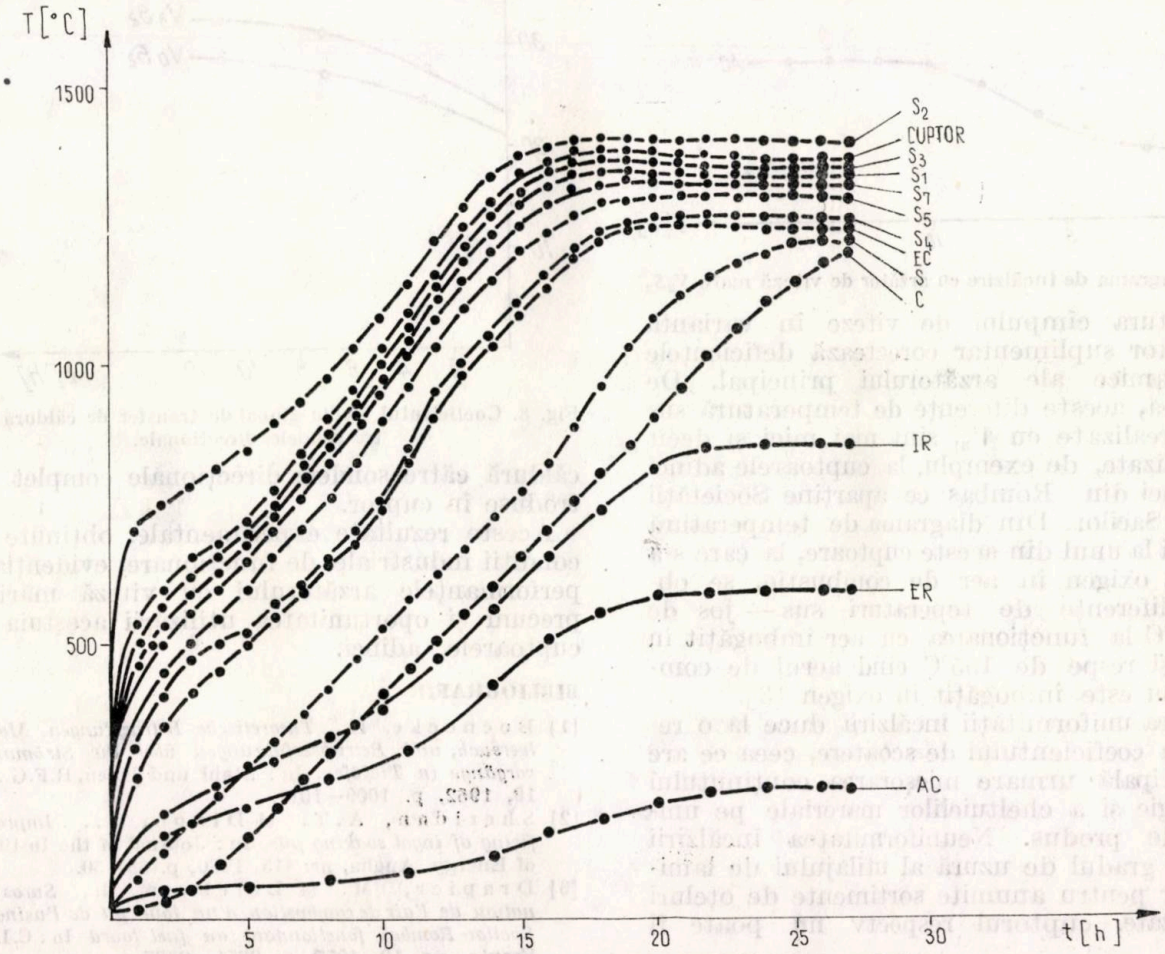


Fig. 6. Diagrama de încălzire cu arzător de viteză mare V_3S_1

tiv caldă, V_3S_2, în cadrul utilizării arzătorului cu viteză mărită. Rezultă diferenţe maxime de temperatură mult mai mici decît în varianta iniţială V_0 şi comparabile cu cele rezultate prin introducerea unui arzător suplimentar [2].

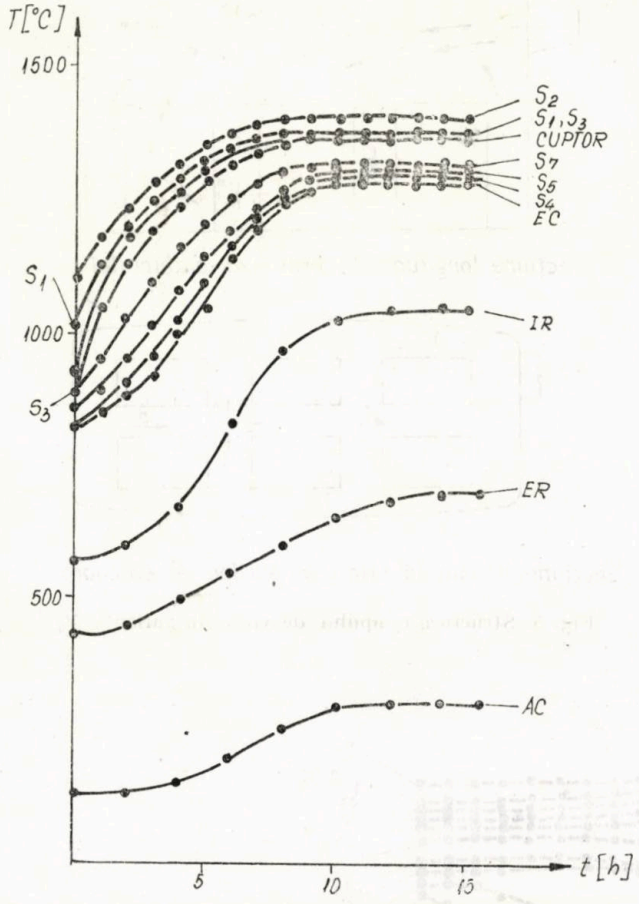


Fig. 7. Diagrama de încălzire cu arzător de viteză mare V_3S_2

Structura cîmpului de viteze în varianta cu arzător suplimentar corectează deficienţele gazodinamice ale arzătorului principal. De asemenea, aceste diferenţe de temperatură sus — jos, realizate cu V_3, sînt mai mici şi decît cele realizate, de exemplu, la cuptoarele adînci ale uzinei din Rombas ce aparţine Societăţii Sollac—Sacilor. Din diagrama de temperatură realizată la unul din aceste cuptoare, la care s-a introdus oxigen în aer de combustie, se observă diferenţe de teperaturi sus — jos de cca 175°C la funcţionarea cu aer îmbogăţit în oxigen şi respe de 155°C cînd aerul de combustie nu este îmbogăţit în oxigen [3].

Mărirea uniformităţii încălzirii duce la o reducere a coeficientului de scoatere, ceea ce are ca principală urmare micşorarea conţinutului de energie şi a cheltuielilor mareriale pe unitatea de produs. Neuniformitatea încălzirii măreşte gradul de uzură al utilajului de laminare, iar pentru anumite sortimente de oţeluri de calitate, cuptorul respectv nu poate fi utilizat.

Mărirea gradului de uniformizare a încălzirii realizată cu arzătorul V_3 de viteză mărită a fost pusă în evidenţă şi din compararea fluxurilor de căldură transmise sondelor direcţionale. Din calculul acestor fluxuri, efectuat pe baza valorilor măsurate ale debitelor şi temperaturilor apei de răcire a sondelor direcţionale, pentru diverse variante de funcţionare, au rezultat :

— mărirea coeficienţilor globali de transfer de căldură în varianta V_3 (arzător cu viteză mărită), pentru sondele S_1, S_2, S_3, S_4 şi S_5, şi micşorarea lor pentru sondele S_3 şi S_7;

— micşorarea diferenţelor dintre coeficienţii globali de transfer de căldură ai diverselor sonde, în cadrul aceleiaşi variante de funcţionare, pe întreg parcursul şarjei, în varianta V_3, ceea ce confirmă creşterea gradului de uniformizare a temperaturilor.

În figura 8 se prezintă, pentru şarjele calde realizate în cele două variante V_0 şi V_3, variaţia coeficienţilor medii globali de transfer de

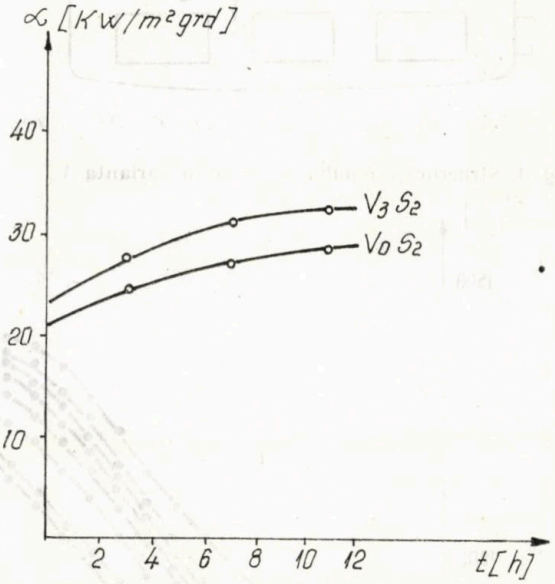


Fig. 8. Coeficientul mediu global de transfer de căldură către sondele direcţionale.

căldură către sondele direcţionale complet introduse în cuptor.

Aceste rezultate experimentale, obţinute în condiţii industriale de funcţionare, evidenţiază performanţele arzătorului cu viteză mărită, precum şi oportunitatea utilizării acestuia la cuptoarele adînci.

BIBLIOGRAFIE

[1] Boenecke, H., *Theoretische Betrachtungen, Modellversuch, und Betriebserfahrungen über die Strömungsvorgänge in Tieföfen.* In : Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 19, 1962, p. 1009—1017.

[2] Sheridan, A.T. şi Dixon, J., *Improved firing of ingot soaking pits,* In : Journal of the Institute of Energy, Anglia, nr. 415, 1980, p. 63—59.

[3] Drapier, M. şi Lefebvre, J., *Suroxigénation de l'air de combustion d'un four pit de l'usine de Sacilor-Rombas fonctionnant au fuel lourd* In : C.I.T., Franţa, nr. 12, 1977, p. 2651—2667.

Prof. dr. doc. ing. Fl. Oprea,
Conf. dr. chim. O. Mitoşeriu şi ing. M. Vlad
Universitatea din Galaţi

Cercetări privind acoperirile metalice cu aliaje zinc-aluminiu

CZ : 621.793

Tablele din oţel zincate au cea mai mare pondere în cazul materialelor cu acoperiri de protecţie.

În funcţie de necesităţi, în prezent tablele zincate se produc atît prin procedeul imersiei în baie de metal topit (grosimea stratului protector de 20—50 μm) cît şi prin metoda electrolitică (grosimea pînă la 10 μm).

În ceea ce priveşte zincarea termică a produselor din oţel, ultimul deceniu se caracterizează pe plan mondial prin evoluţia generală a instalaţiilor de zincare şi prin tendinţa de folosire a aliajelor de zinc

Creşterea agresivităţii continue a mediului înconjurător, apariţia de noi domenii de întrebuinţare (industria autovehiculelor, industria chimică, a materialelor de construcţii etc.), evoluţia preţurilor pe piaţa mondială, micşorarea unor surse de materii prime au impus dezvoltarea cercetărilor în domeniul acoperirilor de protecţie cu zinc şi cu aliaje de zinc.

Înscriindu-se în această tendinţă de găsire a celor mai bune şi economice metode de protecţie, cercetările efectuate au urmărit substituirea parţială a zincului cu aluminiu.

Caracteristicile topiturii de aliaje bicomponente sau policomponente pe bază de zinc destinate acoperirilor metalice

Cercetările experimentale privind acoperirile metalice au urmărit şi fundamentarea unor aspecte teoretice referitoare la caracteristicile fizico-chimice ale topiturilor pe bază de zinc-aluminiu.

Viscozitatea topiturii de zinc-aluminiu. Viscozitatea dinamică a aliajelor de zinc — aluminiu, cu conţinut între 1—10% Al, a fost determinată prin metoda Mayer-Svidkovski.

Variaţia viscozităţii funcţie de conţinutul de aluminiu şi temperatură este redată în figura 1.

Valorile determinate experimental sînt comparabile cu valorile obţinute cu ajutorul relaţiei

$$\eta = \eta_{Zn}\frac{\%Zn}{100} + \eta_{Al}\frac{\%Al}{100}$$

în care :

$$\eta_{Al,Zn} = \eta_0 \, exp(Ev/RT)$$

unde :

η_0 este viscozitatea metalelor pure, Ns/m^2 ;

Ev — energia de activare a curgerii vîscoase, J

$Ev = 3{,}8\ RTf$

R = 8,3144 J/mol · K;

Tf — temperatura de fierbere a metalului, K;

T — temperatura la care se face determinarea, K.

Viscozitatea topiturii scade cu creşterea conţinutului de aluminiu şi cu creşterea temperaturii (fig. 1); scăderea este mai pronunţată în domeniul concentraţiei 0—5% Al. Ca urmare a scăderii viscozităţii creşte fluiditatea, determinînd scurgerea excesului de aliaj şi îmbunătăţirea calităţii depunerii.

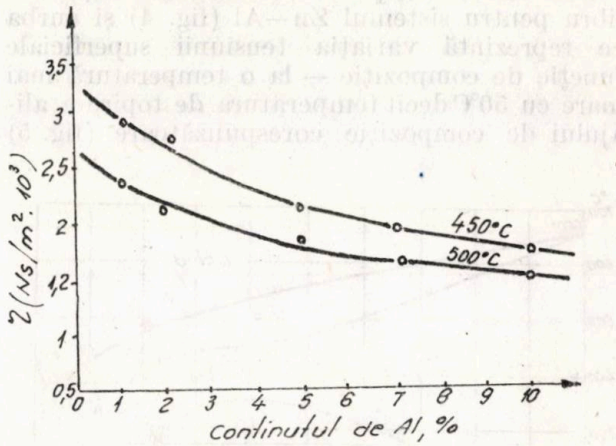


Fig. 1. Variaţia viscozităţii dinamice a aliajului funcţie de conţinutul de aluminiu şi temperatură

Viscozitatea aliajului zinc-aluminiu este influenţată şi de prezenţa unor cantităţi mici de elemente de aliere.

Siliciul şi stibiul micşorează viscozitatea aliajului; acest lucru este mai bine pus în evidenţă atunci cînd sînt introduse în topitură sub formă de prealiaj şi nu în stare metalică deoarece baia devine neomogenă.

Neomogenitatea aliajului obţinut se poate constata prin analize chimice sau metalografice.

În figura 2 este redată microstructura unei probe dintr-o baie omogenă, iar în figura 3 microstructura unei probe din baie neomogenă.

Fierul măreşte viscozitatea aliajului; conţinutul de fier admis în aliajul topit este de maximum 0,2%, deoarece cantităţi mai mari formează compuşi intermetalici ai fierului cu zincul ($FeZn_3$, $FeZn_7$ etc.).

Compuşii zincului cu fierul plutesc într-o cantitate mică în aliajul topit şi, ca urmare, viscozitatea aliajului creşte.

Tensiunea superficială. Pentru aliajele zinc-aluminiu, tensiunea superficială a fost deter-

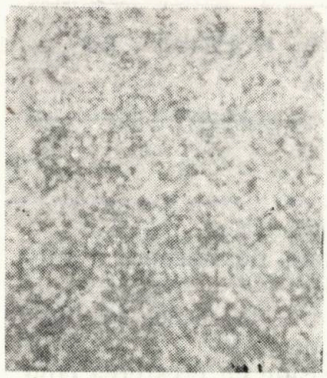


Fig. 2. Microstructura probei din baia omogenă de ZnAl7 cu 0,08% Sb și 0,15% Si

Fig. 3. Microstructura probei din baia neomogenă de ZnAl 7 cu 0,08% Sb și 0,15% Si

minată prin metoda presiunii maxime în bula de gaz.

Din studiul comparativ al diagramei de echilibru pentru sistemul Zn—Al (fig. 4) și curba ce reprezintă variația tensiunii superficiale funcție de compoziție — la o temperatură mai mare cu 50°C decît temperatura de topire a aliajului de compoziție corespunzătoare (fig. 5)

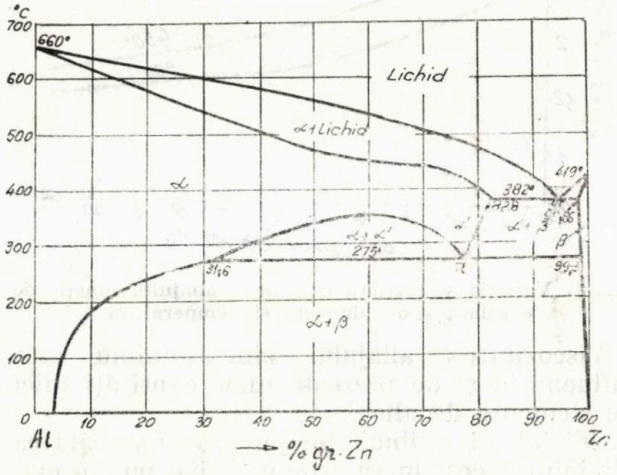


Fig. 4. Diagrama de echilibru Al—Zn

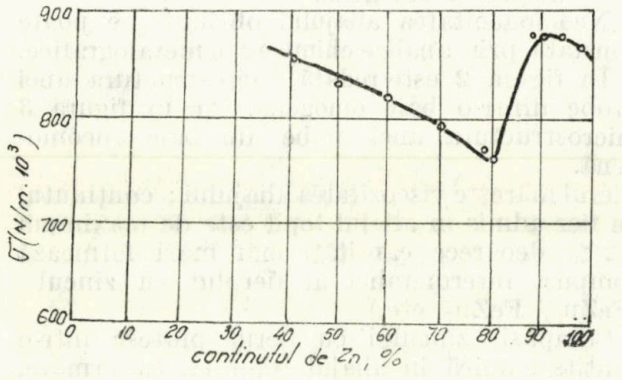


Fig. 5. Variația tensiunii superficiale funcție de compoziție, la o temperatură mai mare cu 50°C decît temperatura de topire a aliajului de o anumită compoziție

— rezultă că între punctele remarcabile ale diagramei de echilibru există o anumită corespondență (eutectic — maxim, eutectoid — minim).

În general elementele de aliere, care au momentul generalizat mai mare decît momentul generalizat al metalului de bază (solvent), măresc tensiunea superficială a aliajului.

Pentru momentul generalizat $\left(m = \frac{e \cdot z}{r}\right)$ al zincului și aluminiului s-au determinat următoarele valori:

pentru Al; $m = 9{,}61 \cdot 10^9$;

Zn; $m = 4{,}33 \cdot 10^9$.

Conform graficelor (fig. 5,6), pînă la o anumită concentrație de aluminiu (~ 11% Al) tensiunea superficială a aliajelor crește, apoi scade pînă la ~ 22% Al, după care crește.

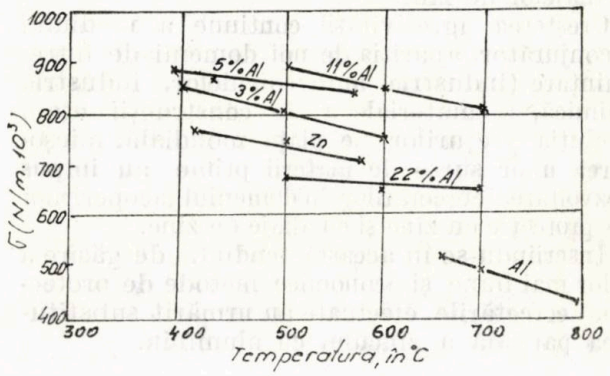


Fig. 6. Variația tensiunii superficiale cu temperatura la diferite conținuturi de aluminiu

În cazul concentrațiilor mari ale celui de-al doilea component al aliajului, cîmpul molecular al metalului de bază se modifică simțitor, ceea ce are ca efect o modificare a numărului de electroni liberi ce revin unui atom, iar momentul generalizat al metalului dizolvat este o funcție de concentrația metalului solvent.

La valori mari ale tensiunii superficiale, suprafața de acoperire apare curată, fără cute. În același timp s-a putut constata că tensiunea superficială scade cu creșterea temperaturii (fig. 5).

Deoarece pentru acoperirile metalice se impune o anumită temperatură, tensiunea superficială poate fi mărită prin adăugarea de Sb în cantități mici, sau de max. 0,2% Pb.

Influența elementelor de aliere din baia metalică asupra calității acoperirii

Aliajele zinc-aluminiu utilizate pentru acoperirile efectuate în condițiile descrise în prezenta lucrare s-au obținut prin retopirea în cuvă pentru acoperirile metalice a prealiajelor zinc-aluminiu elaborate în cuptoare cu creuzet (cu flacără sau electrice). La elaborarea prealiajelor se topește o parte din zinc (zinc

rectificat), apoi topitura obținută se supraîncălzește la 500°C, se introduce Al, amestecîndu-se baia metalică, după care urmează adăugarea restului de zinc conform compoziției chimice dorite.

Se menține topitura circa 10 minute la 475°C, se elimină zgura formată; după caz se poate face dezoxidarea cu 0,03—0,8% Mg, amestecîndu-se continuu topitura, după care se evacuează zgura formată, iar prealiajul topit se toarnă în lingouri în vederea retopirii.

Ținîndu-se seamă de tendința pronunțată a aliajelor pe bază de zinc spre coroziunea intercristalină și spre formarea de crăpături ca urmare a prezenței în compoziția acestora a unor cantități reduse de Cd, Sn, Pb și Fe, se indică folosirea ca materii prime a zincului și aluminiului în stare cît mai pură și foarte riguros controlate. Nu se admite supraîncălzirea prealiajelor cu maximum 10% Al peste 480°C deoarece în caz contrar se constată o creștere a gradului de oxidare a conținutului de gaze și o scădere a proprietăților fizico-chimice ale topiturii destinate acoperirilor metalice. În vederea îmbunătățirii tehnologiei de acoperire și a însușirilor stratului de aliaj protector, s-a studiat influența diferitelor metale adăugate în baia de aliaj zinc-aluminiu, în cantități mici. Prezența unor cantități de plumb mai mari de 0,1% și de staniu mai mari de 0,02% crește tendința spre exfoliere a stratului depus. Cantități mici de sodiu și beriliu măresc tensiunea superficială a topiturii, iar 0,1% magneziu mărește rezistența la coroziune a stratului depus. Elementele de microaliere cele mai eficiente s-au dovedit a fi siliciul, stibiul și magneziul.

Siliciul adăugat în proporție de maximum 10% din conținutul de aluminiu al băii modifică microstructura, îmbunătățește aspectul, dă o textură netedă și lucioasă, micșorează grosimea stratului intermetalic.

Aluminiul, element de aliere aflat în cantitatea cea mai mare, influențează favorabil calitatea acoperirii în ceea ce privește aderența, rezistența la coroziune, grosimea stratului depus, greutatea acoperirii și micșorează grosimea stratului intermetalic.

Condiții de lucru

Cercetările experimentale comparative ale diferitelor variante posibile au dus la stabilirea fluxului tehnologic pentru acoperirile termice cu aliaj zinc-aluminiu, redat în tabelul 1.

Datorită afinității mari a aluminiului pentru oxigen, deasupra topiturii de aliaj zinc-aluminiu se formează zgură; ea crește cantitativ și înrăutățește calitatea acoperirii, proporțional cu creșterea conținutului de aluminiu.

Tabelul 1

Operația	Substanțele utilizate în compoziție	Temperatura °C	Timp s	Observații
Degresare termică sau		900	30	Se poate utiliza oricare din cele două variante de pregătire a suprafeței
Degresare alcalină	NaOH—80—100 g/l			
	Na_2CO_3—40 g/l	80—90	1800	
	Na_2SiO_3—5 g/l			
	NaOH—30—40 g/l			
	Na_2CO_3—40—50 g/l	80—90	1800	
	Na_3PO_4—5 g/l			
Spălarea cu apă de canal		80—90		
Decapare	H_2SO_4 15—20% sau HCl 15%	40—50	1800	
Spălare		20		
Fluxare	$ZnCl_2$; NH_4Cl 6,6 :1		40—60	Pentru conținut mic de aluminiu
	$ZnCl_2$: NH_4Cl 12 : 1		40—60	Pentru conținut ridicat de Al
Uscare		100—120		
Imersie în baie		430—500	6—10	
Răcirea acoperirii		20		Prin suflare de aer

Tabelul 2

Compoziţii de fondanţi

Compoziţia, %									Temp. de topire, °C	Observaţii
Na_2SO_4	$MgCl_2 \cdot 6H_2O$	NaCl	$ZnCl_2$	KCl	$KHSO_4$	Na_3AlF_6	NaF	CaF_2		
—	55	—	—	34	—	—	—	11	500	Interval de solidificare scăzut
—	17	25	—	—	50	—	8	—	550	
35	20	20	—	10	—	15	—	—	480	Tensiune superficială mare
62	—	12,5	—	12,5	—	13	—	—	450	Aderă pe tablă
—	—	—	—	40	—	—	—	60	S	Aderă pe tablă
—	—	10	—	10	—	—	—	80	S	Aderă
—	—	—	—	—	—	80	—	20	S	Aderă
—	—	—	—	—	—	100	—	—	S	Acoperire corespunzătoare
—	—	—	100	—	—	—	—	—	313	Acoperire corespunzătoare

Tabelul 3

Date experimentale privind acoperirea tablelor din oţel cu aliaje de zinc biocomponente sau policomponente

Fluxare	Temperatura de lucru, °C	Al, %	Si, %	Sb, %	Calitatea depunerii		
					Aspect	Greutate	Aderenţă
$ZnCl_2 : NH_4Cl$	450	1	—	—	Lucios	Greutatea stratului depus 260—430 g/m²	C*
87 :13	450	3	—	—			C
$ZnCl_2 : NH_4CL$	430	6	—	—			C
10 :1	460	10	—	—			C
$ZnCl_2 : NH_4Cl$	450	1	—	0,02	Lucios		C
87 :13	450	3	—	0,02			C
$ZnCl_2 : NH_4Cl$	430	6	—	0,02			C
10 :1	460	10	—	0,02			C
$ZnCl_2 : NH_4Cl$	450	1	—	—	Lucios		C
87 : 13	450	3	—	—			C
$ZnCl_2 : NH_4Cl$	420	6	0,2	—			C
10 :1	460	10	0,2	—			C
$ZnCl_2 : NH_4Cl$	450	1	—	0,02	Lucios		C
87 :13	450	3	—	0,02			C
$ZnCl_2 : NH_4Cl$	430	6	0,2	0,02			C
10 :1	460	10	0,2	0,2			C

* *C*—corespunzătoare

Pentru înlăturarea acestui neajuns s-au cercetat diferite compoziţii de fondanţi (tab. 2).

Rezultatele referitoare la calitatea depunerii, pentru un grup de experienţe, sînt redate în tabelul 3.

Testele preliminare de coroziune au pus în evidenţă o rezistenţă la coroziune superioară comparativ cu rezistenţa la coroziune a tablelor zincate.

Concluzii

Cercetările experimentale privind acoperirile metalice ale tablelor din oţel cu aliaje zinc-aluminiu au creat posibilitatea stabilirii unui flux tehnologic adecvat.

Au fost fundamentate unele aspecte teoretice referitoare la caracteristicile fizico-chimice ale topiturilor pe bază de zinc-aluminiu, s-au stabilit compoziţii de fondanţi utilizaţi pe faze intermediare ale fluxului tehnologic, elucidîndu-se în acelaşi timp factorii care condiţionează echilibrele chimice din aceste sisteme şi pierderile de metal pe cale chimică sau mecanică.

BIBLIOGRAFIE

[1] Uhling, H. H. *Corosion et protection.* Dunod, Paris, 1970.

[2] Muizeh, K. ş. a. În: Hutnik, Polonia, nr. 2, 1981, p. 34.

[3] Schulz, D. W. În: Neue Hütte, R.D.G., nr. 6, 1982, p. 202.

[4] Junker, H. L. şi Korner, W. În: Metallurgical Plant and Techn., S.U.A., nr. 3, 1983, p. 59.

[5] Redsel, U. În: Metallurgical Plant and Techn., S.U.A., nr. 4, 1984, p. 72.

[6] Oprea, F. ş.a. Teoria proceselor metalurgice. Bucureşti, Ed. did. şi ped., 1978.

[7] x x x Brevet de invenţie nr. 77078811, S.U.A.; 4056366, India.

[8] Sivan, V. În: Metal Finishing, Japonia, noe, 1980, p. 21.

[9] Kozuhiro, T. ş.a. În: Jap. Metal Finishing., Japonia, 33, Nr. 10, 1982, p. 516.

[10] Peisker P. În: Neue Hütte, R.D.G., 6, 1982, p. 205.

[11] Dobrescu, L. *Fenomene de suprafaţă la metale şi aliaje.* Bucureşti, Editura Academiei R.S.R., 1970.

DOCUMENTARE

Recuperarea căldurii la o linie de aglomerare de la uzina Dunkerque a Societăţii Usinor

În luna august a avut loc o premieră la uzina de la Dunkerque : o hotă de captare cu lăţimea de 25 m a fost amplasată deasupra unui răcitor de la linia nr. 3 de aglomerare în vederea alimentării reţelei pentru încălzirea oraşului. Această energie termică recuperată va fi transportată în fază finală prin 35 km canale care traversează oraşele Dunkerque şi Saint-Pol-sur-Mer, începînd cu iarna 1986, şi oraşul Grande-Synthe, într-o fază ulterioară.

Această reţea de 18 200 t echivalent petrol (furnizate în majoritate de uzina de la Dunkerque a Societăţii Usinor), care constituie sursa unei economii anuale de cca 30 mil. F, este rezultatul unei colaborări perfecte între autorităţile oraşelor respective, Agenţia franceză pentru controlul energiei, societatea Usinor şi Compania generală de încălzire.

Este prima reţea de acest gen şi de această amploare. Astfel va fi asigurată încălzirea a circa 16 000 de locuinţe. De această inovaţie vor beneficia mai multe categorii de utilizatori : locuinţe, organisme sociale, colectivităţi, spitale, piscine. Aceşti utlizatori vor înregistra o reducere a consumului lor energetic de circa 5% în primul an şi de peste 5% în continuare, în funcţie de amortizări.

(În : *Revue de Métallurgie-C.I.T., Franţa, nr. 8—9, 1985, p. 691*)

O nouă gamă de prafuri atomizate pentru turnarea continuă

Un fabricant francez a adăugat la pulberile sale convenţionale o gamă de materiale granulate pentru cristalizorul instalaţiilor de turnare continuă. Aceste granule goale, sferice, produse prin atomizarea unei barbotine care conţine toţi constituenţii necesari obţinerii produsului adaptat condiţiilor de exploatare date oferă numeroase avantaje, în comparaţie cu pulberile convenţionale : o întindere mai bună pe oţelul lichid; absorbţia neglijabilă a umidităţii în curs de stocare; eliminarea aproape totală a prafului; posibilitate de distribuţie automată; o izolare mai bună datorită unei densităţi reduse; o uniformitate mai bună a topirii datorită omogenităţii la scară mică a particulelor; reducerea rebuturilor.

(In : *Revue de Métallurgie-C.I.T., Franţa, nr. 8—9, 1985, p. 691*)

Firma NKK va livra o maşină de turnare continuă orizontală unui producător de oţel spaniol

Firma NKK va livra o maşină de turnare continuă orizontală cu două fire unui producător spaniol, pentru producerea de ţagle din oţel inoxidabil.

Valoarea contractului este estimată la cca 2 mil. $ în cazul livrării la cheie.

Firma Olarra Sociedad Anonima, Bilbao, va produce lunar 10 000 t ţagle pătrate de 125 şi 145 mm. Instalaţia va fi pusă în funcţiune în aprilie 1986. Noua maşină de turnare face parte din programul iniţiat de guvernul spaniol şi de provincia Bascia pentru raţionalizarea celor şapte uzine siderurgice din nordul ţării.

Maşina de turnare orizontală a devenit fezabilă din punct de vedere comercial la sfîrşitul anilor '70, prin cooperarea dintre firmele NKK şi Davy McKee. Sistemul, denumit HORICAST, este eficient pentru operaţiile de volum mic şi are avantajul că necesită investiţii reduse deoarece nu sînt necesare construcţii la scară mare şi nici lucrări de fundaţie extinse. Accesibilitatea echipamentului de la nivelul solului constituie un alt avantaj, pentru o întreţinere uşoară.

(În : *Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 8, 1985, p. 48*)

Tratamentul prin injecție în oală, mijloc de îmbunătățire a calității oțelurilor și fontelor de turnătorie

Dr. ing. V. Brabie, ing. P. Toboc, ing. G. Neagu
Institutul politehnic—București

CZ : 621.43 — 4 : 669.14 : 669.13

Dacă în oțelării procedeul de injectare a pulberilor în baia metalică se aplică cu foarte bune rezultate, se poate afirma că și în turnătorii utilizarea acestui procedeu va contribui la îmbunătățirea indicilor de calitate ai pieselor turnate. Avînd în vedere că aplicarea procedeului de injecție în oalele mici de turnătorie duce la micșorarea pronunțată a temperaturii aliajului lichid ca urmare a pierderilor de căldură, se recomandă utilizarea unor oale de tunare cu capacitate de cel puțin 5 t. Actuala dotare tehnică a sectoarelor de elaborare permite aplicarea procedeului și în cuptoarele electrice cu inducție.

Eficiența utilizării acestei metode se poate aprecia pe baza legii *I* a lui Fick:

$$\dot{n} = \frac{D}{\delta} A \, \Delta C$$

în care: $\dot{n}$ este fluxul de agent pulverulent;
D — coeficientul de difuzie;
δ — grosimea stratului limită;
A — suprafața de contact;
ΔC — gradientul de concentrație.

Deoarece procesele metalurgice într-o baie de aliaj lichid se desfășoară într-un interval mic de temperatură, coeficientul de difuzie se poate considera aproape constant. În schimb, suprafața de reacție A poate fi mult variată prin utilizarea unor adaosuri sub formă de pulbere, procedeul injecției ducînd astfel la reacții mult mai eficiente.

Tratarea prin injecție a aliajelor în stare lichidă este o aplicație logică a condiției optime pentru transferul de masă.

În figura 1 se prezintă schematic unul din modurile de injectare a pulberilor în aliajul lichid. Prin intermediul unui agent purtător, în stare gazoasă, particulele de pulbere (*C*) sînt injectate prin partea inferioară a oalei de turnare. În continuare acestea străbat zona (*B*), îndreptîndu-se spre stratul de zgură de la partea superioară a oalei. În această zonă gazul purtător iese în atmosferă, în timp ce particulele pulverulente își schimbă direcția, datorită mișcării aliajului, îndreptîndu-se spre pereții laterali, de unde sînt răspîndite în toată topitura (*A*).

Viteza totală de transfer a unui element „*X*" din aliajul lichid spre particulele de pulbere din zona (*B*) este dată de relația:

$$-\frac{dn_x}{dt} = AK_x([X]-[X]_e) \qquad (1)$$

în care: n_x este numărul de moli ai elementului „*X*";
A — suprafața de contact;
K_x — coeficientul vitezei totale de transfer de masă;
X_e — concentrația elementului „*X*" la echilibru cu particulele de pulbere.

Se poate considera că transferul de masă implică următoarele trei etape:

— transferul elementului „*X*" din aliajul lichid spre zona (*B*);

— transferul elementului „*X*" în interiorul zonei (*B*) din aliajul lichid la suprafața de contact topitură-particulă pulverulentă;

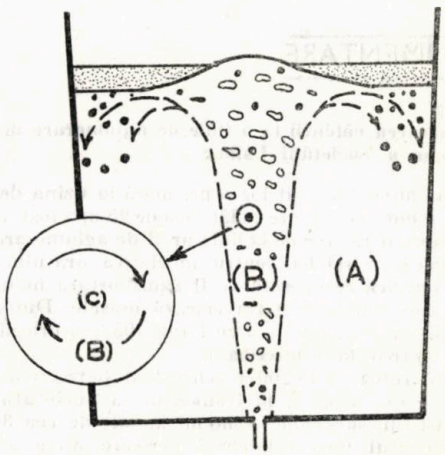


Fig. 1. Prezentarea schematică a injecției pulberilor în baia metalică

— transferul elementului „*X*" de la suprafața de contact topitură-particulă pulverulentă în interiorul particulei (*C*).

Coeficientul vitezei totale de transfer de masă se poate scrie ca fiind:

$$\frac{1}{AK_x} = \sum_{i=1}^{3} \frac{1}{A_i K_{xi}} \qquad (2)$$

în care: A_i este suprafața de contact pentru etapa „*i*";
K_{xi} — coeficientul vitezei de transfer de masă pentru etapa „*i*".

Pentru a realiza o viteză mare a transferului de masă al elementului „*X*" din baia metalică spre particulele de pulbere, chiar și la concen-

trații scăzute ale acestuia, este necesar ca produsul AK_x, și de aici componenții săi pentru fiecare etapă A_iK_{xi}, să fie cît mai mare.

Factorii ce influențează valoarea produsului A_iK_{xi} sînt specifici fiecărei etape.

Pentru prima etapă produsul A_1K_{x1} este proporțional cu viteza de mișcare a aliajului lichid în oală, din zona A în zona B, care este în relație de inversă proporționalitate cu timpul de amestecare, dependent și acesta de gradul de agitare a băii metalice.

Timpul de amestecare se poate determina cu relația :

$$\tau = \dot{\varepsilon}^{-n} \qquad (3)$$

în care : n este 1/2 pentru curgerea vîscoasă ;
n — 1/3 pentru curgerea turbulentă ;
$\dot{\varepsilon}$ — densitatea de energie de agitare care se poate calcula cu relația :

$$\dot{\varepsilon} = 6{,}18\, V_G T_L \ln\left(1 + \frac{\rho_l g H}{p}\right) \qquad (4)$$

în care : V_G este debitul gazului purtător, Nm^3/min ;
T_L — temperatura băii metalice, K ;
ρ_L — densitatea băii metalice, kg/m^3 ;
g — accelerația gravitațională, m/s^2 ;
H — adîncimea de pătrundere a gazului în baie, m ;
p — presiunea atmosferică, N/m^2.

Se poate observa că pentru a obține o valoare scăzută a timpului de amestecare este necesar ca adîncimea de injecție să fie cît mai mare, iar presiunea cît mai mică.

Pentru cea de a doua etapă, coeficientul de transfer de masă se poate aprecia pe baza relației :

$$\frac{K_x^2 d_p}{D^L} = Sh \simeq x + y R_e^z Sc^{1/3} \qquad (5)$$

în care :
d_p este diametrul particulei ;
D^L — coeficientul de difuzie a elementului „X" în baia metalică ;
Sh — numărul Sherwood ;
Re — numărul Reynolds ;
Sc = numărul Schmidt $Sc = \dfrac{\mu}{\rho_L D^L}$

Pentru $Re = 0 \ldots 13\,000$ și particula injectată în stare solidă considerată a fi asemănătoare unei sfere, se adoptă

$x = 0-2$; $y = 0{,}43-4{,}0$; $z = 0{,}5-0{,}56$.

Utilizarea unor particule pulverulente cu un diametru cît mai mic duce la creșterea produsului A_2K_{x2}.

În etapa a treia se consideră că, odată cu difuzia elementului X de la suprafața de contact aliaj lichid- particulă în interiorul particulei (C), se formează și compusul lui „X". Pentru această etapă produsul A_3K_{x3} se poate determina cu relația :

$$A_3K_{x2} = 10^3\ W/m_L \qquad (6)$$

în care :
W este debitul de pulbere injectată ;
m_L — masa băii metalice.

Aceste considerații arată că viteza totală a transferului de masă se mărește prin utilizarea unor particule pulverulente cu diametru cît mai mic și cît mai active.

Procedeul injecției își găsește aplicabilitate în turnătorii atît în cazul aliajelor feroase cît și în cazul celor neferoase.

Printre principalele procese care se pot efectua se pot aminti alierea oțelurilor, dezoxidarea și desulfurarea oțelurilor ; desulfurarea și defosforarea fontelor.

În continuare, se vor prezenta cîteva rezultate experimentale privind domeniul de aplicare a procedeului de injecție în turnătorii.

Alierea oțelurilor. Adăugarea elementelor de aliere în procesul de elaborare a oțelurilor prin procedeul injecției urmărește, pe lîngă obținer a unei compoziții chimice cît mai exacte, și o creștere a randamentului de utilizare.

Transferul de masă la injectarea elementelor de aliere este influențat de solubilitatea, căldura specifică, căldura latentă de topire, temperatura de fierbere, presiunea de vapori, afinitatea față de oxigen și sulf, dimensiunile particulelor injectate. Rezultatele injecției pulberii de grafit într-o baie de oțel lichid, dezoxidat în prealabil cu aluminiu, se prezintă în tabelul 1. Tratamentul de injecție a decurs liniștit, fără împroșcări, randamentul de utilizare a carbonului fiind de circa 95 %.

Prin insuflarea unui amestec de cianamidă de calciu și pulbere de var în baia de oțel inoxidabil se poate realiza o aliere cu azot în vederea reducerii consumului de nichel.

În tabelul 2 se prezintă cîteva rezultate experimentale ale alierii oțelului cu azot prin metoda injecției.

Ca un dezavantaj al utilizării acestei metode se poate observa din tabelul 2 o tendință ușoară de carburare a băii metalice.

Dezoxidarea și desulfurarea oțelurilor. Multe din elementele folosite ca dezoxidanți au o afinitate ridicată atît pentru oxigen cît și pentru sulf.

Pentru a mări eficiența utilizării calciului, acesta se injectează sub forma unor prealiaje

Tabelul 1

Tratarea oţelului cu pulbere de grafit

Timp, s	Temperatura, °C	Adaos C, %	C, %
0	1 600	0	0,10
15	—	0,07	0,17
45	1 575	0,21	0,30
65	—	0,30	0,39
75	1 540	0,35	0,43

la obţinerea unor incluziuni nemetalice cu o morfologie şi formă adecvate.

Încercările de laborator au fost bazate pe utilizarea pulberilor de CaO injectate într-o baie metalică avînd ca agent purtător argonul. Experimentările au fost efectuate pe un oţel dezoxidat în prealabil cu Al.

Micşorarea conţinutului de oxigen al băii de oţel se prezintă în tabelul 4.

Analiza incluziunilor nemetalice în probele prelevate înaintea începerii injecţiei scoate în

Tabelul 2

Alierea oţelului cu azot

Şarja	Adaosul $CaO/CaCN_2$	Cantitatea de $CaCN_2$, kg/t	N, ppm		[S] $\times 10^{-3}$, %		[C] $\times 10^{-2}$, %	
			iniţial	final	iniţial	final	iniţial	final
1	3/1	2,8	90	350	16	12	19	24
2	3/1	1,5	70	260	24	15	13	16
3	3/1	2,0	150	330	18	15	11	14
4	4/1	0,7	160	190	13	11	19	21
5	4/1	0,7	190	230	10	8	22	24

Tabelul 3

Tratarea oţelului cu pulbere de silico-calciu

Şarja	Timpul de injecţie, s	CaSi, kg/t	T, °C		O, ppm		[S] $\times 10^{-4}$		[Si] $\times 10^{-2}$	
			iniţial	final	iniţial	final	iniţial	final	iniţial	final
1	60	6,9	1 584	1 557	39	11	21	12	35	64
2	60	6,6	1 594	1 563	43	18	16	12	21	53
3	65	5,9	1 636	1 586	112	31	23	17	22	38
4	65	5,8	1 610	1 576	61	20	24	16	25	52
5	70	5,8	1 626	1 582	73	18	22	17	17	47
6	65	5,5	1 645	1 613	76	31	20	17	43	64

de tipul: SiCa cu pînă la 30 % Ca; CaAl cu 30 % Ca şi 70 % Al; CaSiMn, CaSiAl.

Injecţia de SiCa decurge, în general, în amestec cu pulbere de var în raport 1/1. Rezultatele obţinute la tratarea unui oţel carbon cu pulbere de SiCa sînt prezentate în tabelul 3.

Efectul Ca drept agent de dezoxidare se manifestă atît prin conţinutul scăzut de oxigen în baia metalică de oţel, cît şi prin modificarea formei incluziunilor nemetalice formate.

Acest lucru este de o deosebită importanţă dacă se are în vedere faptul că la solidificarea oţelului în piese, ca urmare a redistribuirii oxigenului între faza solidă şi cea lichidă, are loc o îmbogăţire locală în oxigen, ceea ce duce la depăşirea valorilor de echilibru şi formarea de incluziuni nemetalice.

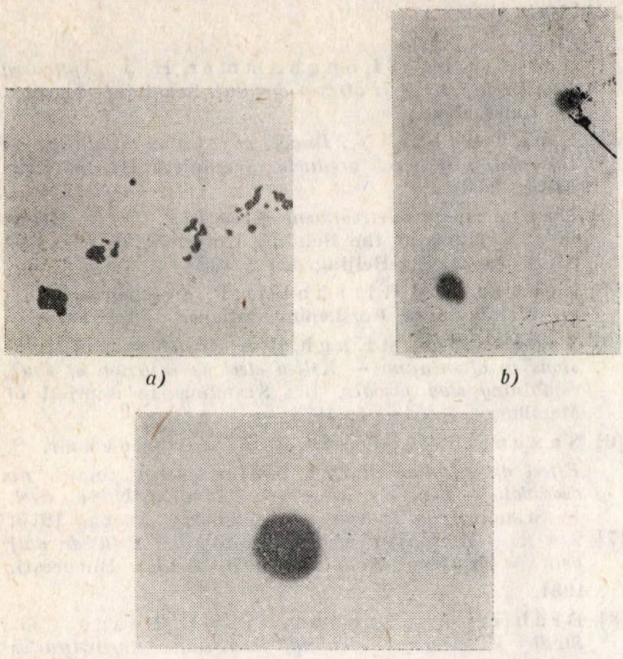
Încluziunile nemetalice formate la solidificare sînt diferite de cele formate în cuptorul de elaborare sau oala de turnare, rămînînd înglobate între ramurile dendritelor. Deoarece aceste incluziuni nu pot fi eliminate din oţel, a fost necesară găsirea soluţiilor care să ducă evidenţă prezenţa unor incluziuni nemetalice oxidice de o formă neregulată, cu tendinţă mare de creştere a masei metalice de bază. Incluziunile constau în general din aglomerări de Al_2O_3 (fig. 2, *a*).

Tabelul 4

Variaţia conţinutului de oxigen la tratarea oţelului cu pulbere de CaO

Probe	*P*0	*P*1	*P*2	*P*3	*P*4	*P*5	*P*6	*P*7	*P*8	*P*9
Oxigen total ppm	130	120	90	66	58	51	46	39	36	32

Probele prelevate la diferite intervale de timp după injecţie scot în evidenţă influenţa puternică pe care o are prezenţa calciului asupra incluziunilor. Se poate observa tendinţa de schimbare a formei incluziunilor în probele prelevate imediat după începerea injecţiei,



a) *b)*

c)

Fig. 2. Aspectul incluziunilor nemetalice în probele prelevate:
a — înainte de injecție (× 500);
b — în timpul injecției (× 500);
c — după terminarea injecției (× 500)

ducînd la particule sferice, constituite din aluminat de calciu (fig. 2, *b* și *c*).

Analiza la microsonda electronică a incluziunilor nemetalice confirmă faptul că procesele se desfășoară conform reacțiilor:

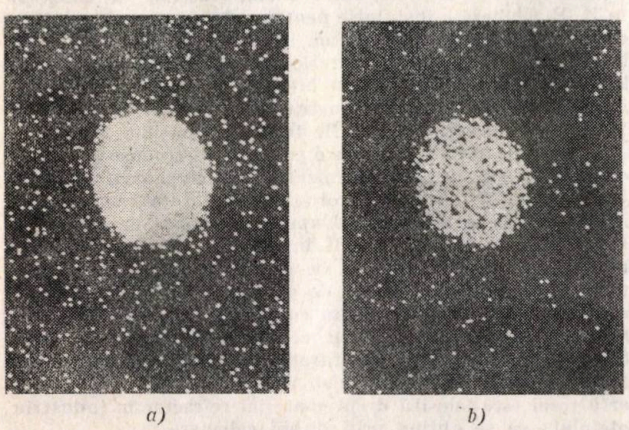
$$m(CaO) + nAl_2O_3(s) \rightarrow m\,CaO\,nAl_2O_3 \quad (e)$$

$$3(CaO) + 2[Al] \rightarrow Al_2O_3(s) + 3\,[Ca]$$

$$3[Ca] + Al_2O_3(s) \rightleftarrows 3CaO(s) + 2[Al]$$

$$nCaO(s) + mAl_2O_3(s) \rightleftarrows nCaOmAl_2O_3 \quad (e)$$

Mecanismul acestor reacții presupune o reacție directă a oxidului de calciu cu incluziunile primare și formarea de aluminat de calciu lichid, sau cu aluminiu dizolvat, cînd are loc formarea de Al_2O_3 și calciu dizolvat în oțel. Particulele primare de Al_2O_3 pot reacționa cu calciu dizolvat determinînd formarea de aluminat de calciu. În figura 3 se prezintă repartiția elementelor în incluziunile nemetalice, scoțîndu-se în evidență prezența calciului și aluminiului.



a) *b)*

Fig. 3. Repartiția calciului (*a*) și aluminiului (*b*) în incluziunile nemetalice prelevate după terminarea injecției (x 1000)

În ultimii ani au apărut în literatura de specialitate o serie de date privind utilizarea magneziului ca agent dezoxidant și desulfurant prin metoda injecției. Pentru aceasta s-a utilizat fie pulbere de Mg, fie un amestec Mg—CaO în proporție de 1/4.

Rezultatele obținute iau în considerare posibilitatea următoarelor reacții:

$$3[Mg] + Al_2O_3(s) \rightarrow 3MgO(s) + 2[Al]$$

$$3[Ca] + Al_2O_3(s) \rightarrow 3CaO(s) + 2[Al]$$

$$[S] + \{Mg\} \rightarrow (MgS)$$

$$[S] + \{Ca\} \rightarrow (CaS)$$

În tabelul 5 se prezintă rezultatele experimentale privind desulfurarea prin injecție a oțelului cu aliaje pulverulente pe bază de magneziu.

Tabelul 5

Desulfurarea oțelurilor cu pulberi pe bază de Mg

Șarja	Amestec	Adaos, kg/t	Si/S_f	$\frac{S}{Sc} \times 100$ %
1	Mg/CaO 20/80	12,5	0,017/0,005	70
2	Mg/CaO 20/80	5,6—11,5	0,03—0,02/ 0,009—0,003	50—80

Deoarece desulfurarea oțelului are loc în oala de turnare, de o deosebită importanță este căptușeala. Natura căptușelii, determinînd conținutul de oxigen din oțel, este în strînsă legătură și cu conținutul remanent de sulf. De aceea se recomandă utilizarea de oale de turnare cu căptușeală bazică pe bază de alumină, dolomită, magnezită, materiale ce pot asigura o activitate scăzută a oxigenului.

Desulfurarea și defosforarea fontelor. Pe baza considerentelor teoretice privind avantajele procedeului injecției, s-au extins în ultimii ani cercetările privind desulfurarea și defosforarea avansată a fontelor. Aceste cercetări urmăresc ca direcții principale reacția cu carbonatul de sodiu și respectiv reacția cu pulbere de var și amestecuri pe bază de CaO.

În tabelul 6 se prezintă cîteva rezultate de laborator referitoare la variația fosforului și sulfului în timpul tratamentului prin injecție cu diferiți agenți pulverulenți.

Tabelul 6

Defosforarea și desulfurarea fontelor

Agent	$\frac{\Delta(\%P)}{\%P_0} \cdot 100$	$\frac{\Delta(\%S)}{\%S_0} \cdot 100$
Na_2CO_3	90	85
$Na_2CO_3+CaO+FeO+CaF_2$	68	54
$Na_2CO_3+CaO+CaF_2$	94	46
$CaO+CaCl_2$	>80	>80
$CaO+CaF_2+Fe_2O_3$	86	19

Concluzii

Analizînd datele din literatură și rezultatele experimentale proprii, se pot trage următoarele concluzii;

— tehnica injecției poate fi utilizată cu mult succes în turnătoriile de fontă și oțel;

— randamentele de defosforare, desulfurare și dezoxidare obținute prin injecție sînt mult superioare celor obținute în tehnologiile clasice;

— injecția creează posibilități de realizare simultană a defosforării și desulfurării fontelor;

— gradul de asimilare a elementelor injectate în baie este ridicat.

BIBLIOGRAFIE

[1] Abratis, H. și Longhammer, H. J. *Aplicarea tehnicii injectării la alierea oțelului.* Scaninject II, part II, Luleå, 1980.

[2] Emi, T și Iida, Y., *Impact of injection metallurgy on the quality of steel products.* Scaninject III, part. I. Luleå, 1983.

[3] Eketorp, S. *Pretreatment of raw iron. Process Metallurgy,* Lectures at the Beinjing University of Iron and Steel Technology, Beijing, Ed ?, 1983.

[4] Lehner, T. și Ritakallio, P. *Injektionsmetallurgie.* Metallurgiska Forskeningsstationen, Luleå 1975.

[5] Saxena, S. K. și Engh, R. A. *Modification of inclusions in aluminium — Killed steel by injection of CaO, containing slag powder.* In: Scandinavian Journal of Metallurgy, Suedia, 5, 1976.

[6] Saxena, S. K., Engh, T. A. și Pednekar, S. *Effect of injection of CaO containing slag powder on deoxidation charracteristics of alumnium killed steel.* În :Scandinavian Journal of Metallurgy, Suedia. 1975.

[7] x x x — *Elaborarea oțelului cu conținut redus de sulf prin desulfurarea acestuia în oală.* O.I.D., București, 1984.

[8] Brabie, V., Toboc, P. și Neagu, G. *Studii și cercetări privind modificarea incluziunilor nemetalice în oțelurile turnate în piese.* Buletin I.P.B., Seria Metalurgie, București, 1984—1985 p. 187.

[9] Brabia, V. et Berceanu, E. ș. a. *Cercetări privind posibilitățile de turnare în stare lichidă a oțelurilor cu destinație specială.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 4, 1985, p. 180.

DOCUMENTARE

Procedeu de imersare a calciului metalic în oțelul lichid

S-a observat că utilizarea calciului metalic duce la rezultate metalurgice mai bune decît în cazul utilizării aliajelor de calciu.

Într-adevăr, utilizarea calciului metalic duce la formarea incluziunilor globulare foarte fine și repartizate în mod omogen în masa metalică, în timp ce utilizarea CaSi duce la formarea unor incluziuni complexe mai puțin fine, ceea ce atrage după sine obținerea unei purități incluzionale mai slabe. Pe de altă parte, utilizarea calciului metalic nu duce la creșterea conținutului de siliciu; aceasta este deosebit de interesant pentru oțelurile cu conținut scăzut de siliciu și de carbon, turnate pe instalații de turnare continuă.

Din cauza slabei sale solubilități, volatilității ridicate și densității sale reduse, la scară industrială nu se poate introduce calciu metalic în oțel.

S-a propus un procedeu original care să rezolve această problemă. El constă în imersarea profundă a unui corp solid format dintr-un amestec de fier și de calciu. Matricea de fier acționează ca diluant care controlează viteza de dezvoltare a calciului. Presiunea ferostatică ridicată în fundul oalei se opune volatilizării calciului eliberat și pus la dipoziția oțelului.

Printr-un cilindru gol pe dinăuntru se introduce o tijă refractară cu ajutorul căreia cilindrul este scufundat în oală. După circa cinci minute, ansamblul s-a dizolvat în oțel. Reacția în oțelul lichid nu este violentă, ceea ce asigură un randament ridicat; aceasta nu determină nici scăderi mari de temperatură, nici poluarea oțelului de către zgură, nici recaptări de azot și hidrogen.

Acest procedeu simplu nu implică realizarea unor instalații costisitoare sau un personal cu o specializare deosebită.

(În : *Revue de Métallurgie-C. I. T., Franța, nr. 8—9, 1985, p. 691)*

Instalație pentru aglomerarea magnezitei în China

Un consorțiu format din firmele Krupp Polysius AG din Beckum, R. F. G., și Refractories Consulting & Engineering GmbH (RCE) din Radenthein, Austria, va construi în R. P. Chineză o instalație pentru aglomerarea magnezitei, cu o capacitate de 50 000 t/an. Comanda a fost făcută de întreprinderea de comerț exterior din China CNTIC. Instalația va fi construită pentru întreprinderea Liaoning Magnesite Co. din Haicheng. Construcția va începe în luna mai 1986 și este programată să fie terminată în anul 1988.

În afară de mașini, din care o parte vor fi produse în China, contractul mai cuprinde furnizarea de echipament electric, incluzînd un sistem de control al procesului Poltakt și instalații speciale de laborator. Experți secundați de consorțiu și de subcontractanți vor fi însărcinați cu supravegherea operațiilor de construcție și de punere în funcțiune. Colectarea prafului din cuptorul de calcinare Polcal din moară, din presa de brichetare și din construcțiile instalației se va face cu filtre cu saci, în timp ce gazele evacuate din cuptoarele verticale vor fi desulfurate și purificate într-un scruber umed folosind un procedeu realizat de RCE. Magnezita arsă total este folosită drept material refractar în industria oțelului; ea se obține prin dublă calcinare.

(În : *Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 9, 1985, p 55).*

Viteza de ridicare a metalului lichid și implicațiile ei în tehnologia turnării

Prof. dr. ing. C. Wanyorek
Universitatea din Brașov

CZ : 66.02 : 621.746.01

Viteză de ridicare se denumește viteza cu care se ridică nivelul metalului lichid conținut în forma de turnare în decursul procesului de umplere a acesteia (fig. 1).

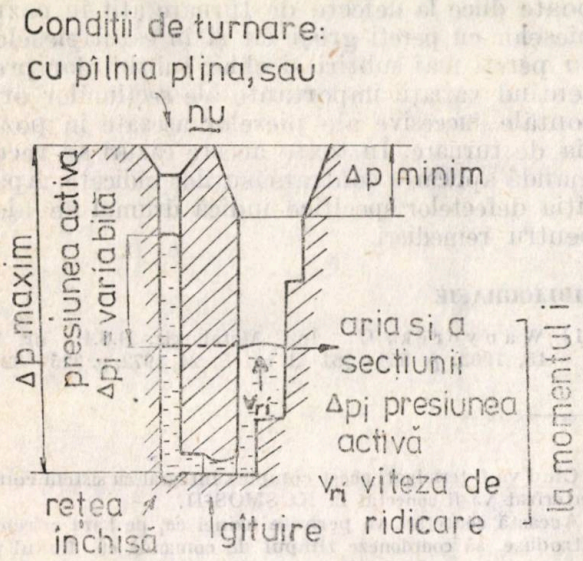


Fig. 1

Umplerea cu metal lichid a formei de turnare se realizează pe baza principiului vaselor comunicante, metalul lichid introdus prin turnare în rețeaua de alimentare trecînd în golul formei (care reprezintă ansamblul piesă-maselotă), datorită diferenței de nivel create în decursul turnării, între nivelul mai scăzut din sistemul piesă-maselotă și nivelul mai ridicat al lichidului conținut în canalul principal de turnare.

Această diferență de nivel, motorul procesului, denumită presiunea activă Δ_p este, la rîndul ei, o funcție complexă a mai multor factori variabili, a căror variație se reflectă inevitabil și în variația vitezei de ridicare:

$$v_r = \frac{Q}{s}$$

unde Q este debitul (variabil), iar s reprezintă aria variabilă a succesivelor secțiuni orizontale prin golul care reprezintă sistemul piesă-maselotă.

Viteza de ridicare este un factor tehnologic important, care este, în general, neglijat, deși, tocmai de aceea el poate constitui un factor generator de defecte păgubitoare ale pieselor turnate, întrucît o viteză de ridicare insuficientă poate duce de multe ori chiar la o răcire superficială și la o solidificare prematură a metalului lichid turnat în formă, determinînd defecte de tipul: incluziuni terminale diverse (gaze, zgură, nisip) în vîrful rece al metalului lichid, apoi cute, suprapuneri sau chiar defectul de neumplere (fig. 2).

Pentru aceste motive, se impune a se căuta căile de sporire a vitezei de ridicare, în vederea prevenirii producerii acestor defecte, căi dintre care se menționează:

— accentuarea supraîncălzirii metalului topit înainte de turnarea lui. Excesul de supraîncălzire nu poate fi recomandat din cauza riscului de formare a aderențelor și a dificultăților create consecutiv la curățarea pieselor, implicînd consumuri suplimentare de energie calorică la topire și de manoperă la curățare;

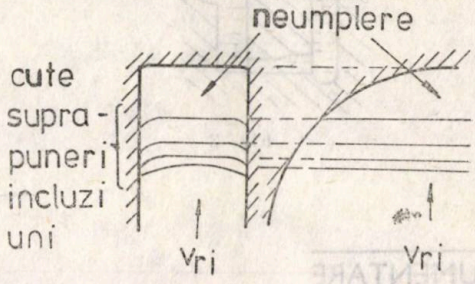


Fig. 2

— sporirea debitului Q prin intensificarea factorilor care conduc la această sporire;

— mărirea dimensiunilor rețelei de alimentare — soluție neeconomică prin consumurile suplimentare de metal și de energie calorică, investite în suplimentul de dimensiuni ale rețelei;

— asigurarea constantă de valori ridicate ale presiunii active prin adoptarea unei rețele închise și asigurarea menținerii pline cu metal lichid a acesteia pe toată durata procesului de turnare; rețeaua, chiar constructiv închisă, nu este eficientă dacă ea nu se menține și plină; menținerea tot timpul plină a pîlniei de turnare este o regulă de respectat la toate tipurile de aliaje turnate, nu numai la turnarea fontei, cum se afirmă;

— mărirea suplimentară a presiunii active Δ_p prin supraînălțarea rețelei de turnare (prelungirea canalului principal de turnare împreună cu pîlnia) cu ajutorul unui adaos la dispozitivul de formare (ramă, cochilă), un adaos ieftin și ușor de manipulat; nu necesită un consum suplimentar de metal lichid (fig. 3).

O viteză de ridicare minimă trebuie asigurată cel puțin pînă la nivelul cel mai ridicat al piesei propriu-zise. Dacă geometria acesteia

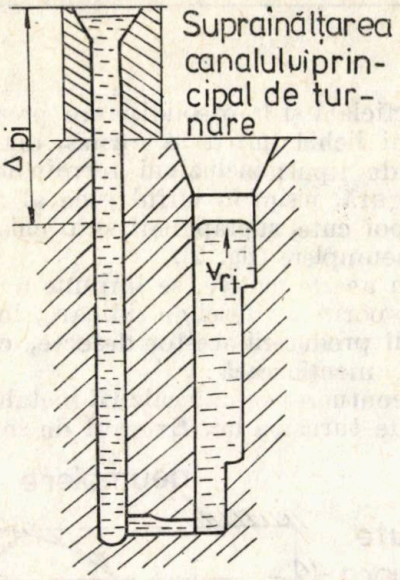


Fig. 3

permite, se recomandă în continuare umplerea maselotei, nu pe calea rețelei de alimentare ci prin turnarea pe sus, direct în maselotă sau și prin rețea, dar folosind o ramificație orizontală, sitată la nivelul bazei maselotei.

— micșorarea ariei S, a succesivelor secțiunii orizontale, prin turnarea în poziție înclinată a acelor piese care, avînd pereți relativ subțiri, oferă, fiind așezate în poziție de turnare orizontală, o suprafață importantă a secțiunilor orizontale duse prin golul formei.

În concluzie, viteza de ridicare insuficientă poate duce la defecte de turnare atît în cazul pieselor cu pereți groși cît și în cazul pieselor cu pereți mai subțiri și chiar subțiri, dar prezentînd variații importante ale secțiunilor orizontale succesive ale pieselor așezate în poziția de turnare. În toate aceste cazuri se recomandă aplicarea contramăsurilor indicate. Apariția defectelor specifice indică drumul de ales pentru remedieri.

BIBLIOGRAFIE

[1] Wanyorek, C. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 9, 15, 1963, p. 554—561 și nr. 5, 24, 1972, p. 325—327.

DOCUMENTARE

Control computerizat pentru întreaga uzină

Firma Kawasaki Steel Corp. a început o operație de modernizare a sistemelor de calculatoare de la uzinele Chiba, cu scopul de a integra toate sistemele într-un complex la nivel de uzină, în vederea conducerii optime a fazelor multiple ale funcționării întregii uzine.

Prima modernizare de acest fel din industria siderurgică din întreaga lume necesită 25 miliarde yeni (100 milioane $), sumă care urmează să fie alocată în următorii doi ani, în vederea dotării cu noi calculatoare și senzori și a modernizării componentelor de hardware și software, configurației producției computerizate și controlului întregului proces.

Acest sistem modernizat urmează să intre în funcțiune la începutul anului 1987. Se așteaptă să se obțină economii anuale la cheltuieli de ordinul a 6,4 miliade yeni (25,6 mil $) și o reducere de 20—30 % a timpului mediu de comandă.

Se speră să se obțină și alte avantaje. Operațiile în mai multe trepte ale uzinei vor fi sincronizate într-un grad mai mare prin creșterea vitezei de încărcare la cald și a fluxului regulat al activităților procesului. Se anticipează de asemenea îmbunătățirea calității și a scoaterii.

După ce au fost modernizate și dezvoltate, sistemele computerizate cu mai multe niveluri folosite în prezent pentru afinarea oțelului, turnarea continuă, laminare și finisare vor fi legate împreună de rețeaua locală, aceasta fiind un cablu din fibre optice, care ajunge pînă la 35 km și funcționează ca o magistrală pentru transmiterea datelor în interiorul uzinei. Sistemul va încorpora procedee standardizate pentru controlul producției și asigurarea calității, precum și funcții feedback de control.

Cînd va fi terminat, acest complex integrat cu sistem computerizat va fi conectat la KOSMOS-II.

Această conectare va permite uzinei ca, pe baza cifrelor introduse, să coordoneze timpul de comandă cu fluxul și programarea producției la intervale mai scurte, astfel încît să se mențină cheltuielile totale la cel mai scăzut nivel posibil, respectîndu-se strict datele de livrare promise.

Uzinele Chiba, cu 10 000 de angajați, au o capacitate anuală de oțel brut de 8,5 mil. t și produc o gamă largă de produse late, țevi UOE și de țevi ondulate.

(În : *Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 8, 1985, p. 67*)

Producție îmbunătățită de metale amorfe

O societate vest-germană prezintă o metodă îmbunătățită de producere a metalelor amorfe, permițînd obținerea tablei cu grosime de pînă la 1 mm.

Prin utilizarea unei metode de difuzie rapidă pentru obținerea peliculelor de metal lichid suprapuse înainte de laminare și recoacere la 300—350°C, societatea vest-germană declară că a obținut materiale mai groase care își mențin structura amorfă pînă la 500°C.

Metalele amorfe sînt materiale vitroase obținute prin comprimarea rapidă a metalelor în stare lichidă. Metodele clasice de fabricare constau din deversarea metalului lichid pe tamburi din cupru care se rotesc și se răcesc constant, dar problemele de schimb de căldură împiedicau pînă în prezent obținerea tablei subțiri cu grosime mai mare de 0,05 mm.

Metalele amorfe sînt materiale deseori foarte dure dar ductile. În plus, aceste metale sînt foarte rezistente la coroziune.

(În : *Revue de Métallurgie-C.I.T., Franța, nr. 8—9, 1985, p. 692*)

Dr. ing. I. Ripoşan şi ing. M. Chişamera
Institutul politehnic — Bucureşti
ing. M. Boghici, ing. I. Ştefan,
şi ing. S. Cibian
Intr. Autocamioane — Braşov
ing. L. Dinescu
I.C.S.I.T.P.S.C.

Influenţa nodularităţii grafitului asupra caracteristicilor fontelor modificate

CZ : 669.131.622

Caracterizarea nodularităţii grafitului

Formele tipice de grafit, cu cea mai largă accepţiune internaţională, sînt: *K* (Gn cu contur regulat); *L* (Gn cu contur neregulat); *M* şi *P* — forme intermediare (în prezent cunoscute sub denumirea de „vermicular"); *N* — grafit degenerat [1]. La acestea se mai adaugă şi altele, de dată mai recentă: coral (la sulf foarte scăzut şi viteză de răcire ridicată); chunky (în centrul termic al pieselor din Fgn) [2]. În anumite condiţii, în structura pieselor din Fgn mai apare şi grafitul „explodat" [3].

În categoria de „grafit nodular" intră deci formele *K* şi *L*, iar în cea de „grafit vermicular" formele *M* şi *P*, formele *N*, chunky şi explodat fiind nedorite în structura oricăror fonte. Grafitul coral apare în condiţii speciale [2].

Grafitul nodular tip *K* (Gf6 — STAS 6905—85) asigură maximum posibil de proprietăţi, în în timp ce apariţia grafitului tip *L* (Gf5 — STAS 6905—85) afectează în principal plasticitatea şi tenacitatea (alungirea şi rezilienţa) şi în mai mică măsură rezistenţa.

O altă clasificare internaţională (ISO 945) reuneşte principalele forme de grafit prezente în structura fontelor de turnătorie: *I*, *II* — grafit lamelar; *III* — grafit vermicular; *IV*, *I* — grafit în cuiburi; *V*, *VI* — grafit nodular. Forma *IV* reprezintă grafitul nodular propriuzis, care caracterizează separările de grafit din fonta cu grafit nodular, definită de către norma internaţională ISO 1083—1976. Forma *III* este utilizată în multe cazuri pentru definirea grafitului vermicular.

Rezultă deci că, în structura fontelor supuse unei modificări de compactizare a grafitului, pot să apară trei categorii de forme de grafit: nodular, vermicular şi degenerat. Excluzînd ultima categorie, rămîn în discuţie grafitul nodular şi vermicular, care determină direct întregul complex de proprietăţi ce caracterizează fontele modificate.

Grafitul vermicular a depăşit stadiul în care era considerat degenerat sau cvasilamelar, fiind acum o prezenţă urmărită în structura fontei, făcînd obiectul unor tehnologii specifice.

La definirea fontei cu grafit nodular, se exclude posibilitatea existenţei în structură a formelor degenerate de grafit, stabilindu-se însă un anumit raport între grafitul nodular şi vermicular (Gn + Gv = 100 %), dar în această privinţă nu există o unitate de păreri.

După lucrarea [4] „noţiunea de fontă cu grafit nodular presupune că cel puţin 90 % din separările de grafit sînt de formă nodulară, întrucît numai în acest caz se obţin valorile maxime ale proprietăţilor mecanice (forma *K*)".

Standardul ce reglementează în R. S. R. condiţiile de fabricaţie ale pieselor din Fgn (STAS 6071—82) impune un conţinut minim de 70 % grafit nodular (restul fiind vermicular).

Standardul internaţional ISO 1083—1976 (Fonte à graphite sphéroidal ou à graphite nodulaire) dă următoarea definiţie acestei fonte: „Material de turnare pe bază de Fe şi C, ultimul element fiind sub formă de particule sferoidale de grafit", făcîndu-se trimiterea la forma *VI*-ISO 945.

Atît ISO 1083 cît şi multe alte standarde, cum ar fi DIN 1693—1977 (R. F. G), TGL 8189—1980 (R. D. G.), GOST 7293—1979 (U. R. S. S.), JIS-G 5502—1971 (Japonia), nu impun condiţii privind proporţia de grafit nodular în structură. În cazul UNI 4544—1979 (Italia), se specifică doar că în structură predomină grafitul de formă nodulară, corespunzînd formei *VI*-UNI 3775 (ISO).

Pentru toate cazurile, recepţia pieselor se face pe baza realizării caracteristicilor mecanice şi a celorlalte condiţii privind aspectul, dimensiunile, lipsa defectelor etc.

Apariţia fontelor cu grafit vermicular (Fgv, 1965) determină necesitatea schimbării concepţiei referitoare la nodularitatea grafitului, solicitînd găsirea altor modalităţi de abordare a acestei probleme.

În cadrul Comisiei 7.6 (Fonta cu grafit vermicular) a Congresului Internaţional de Turnătorie (CIATF) au existat controverse în ceea ce priveşte denumirea acestei forme intermediare de grafit, fiind susţinute în principal două asemenea denumiri: vermicular şi compact, ajungîndu-se pînă la urmă la o soluţie de compromis (vermicular/compact) (1979) [5]. Utilizată în Anglia încă din 1974, noţiunea de „com-

* Lucrarea a fost prezentată la cea de a 9-a Conferinţă Naţională de Turnătorie, Mai 1985, Cluj-Napoca.

pact" sugera gradul ridicat de compactitate a acestor forme de grafit, în comparaţie cu cel lamelar, cu care se aseamănă ca aspect.

Practica producerii pieselor din fontă cu grafit vermicular a evidenţiat necesitatea ca în structură să nu se admită grafit lamelar (în unele cazuri max. 5% Gl), dar este inevitabilă apariţia grafitului nodular.

Mai mulţi participanţi la şedinţele Comisiei 7.6 CIATF, cum ar fi H. Lofthouse (1979), L. Fosbinder, M. J. Lalich (1980), au susţinut acceptarea grafitului nodular în structura Fgv, dar limitarea acestuia la maximum 20% Gn [5]. Acelaşi lucru a fost prevăzut şi într-o propunere de standard privind fonta cu grafit vermicular, elaborată în S.U.A. în ianuarie 1982. Trebuie remarcat însă faptul că, în mai multe cazuri, au fost obţinute rezultate bune la alte valori ale nodularităţii grafitului: 50% Gn + 50% Gv (colectoare de gaze, Buderus — R.F.G. şi firma Sheppard Foundry — S.U.A.); 70% Gv + 30% Gn (colectoare de gaze — China); 10—30%Gv + 70—90% Gn (lingotiere — China) [5].

Prezenţa grafitului nodular alături de cel vermicular în structura Fgv a dus la ideea utilizării denumirii de „fonte cu grafit compact", care să ilustreze tocmai asocierea acestor forme compacte de grafit, conform concepţiei actuale [6]. Rezultă deci că această denumire a fost extinsă, de la caracterizarea compactităţii (aspectului) unei separări de grafit la caracterizarea întregii structuri grafitice, cu compactitate avansată.

În această concepţie, noţiunea de grafit compact se bucură de un grad mai mare de acceptabilitate, constituind o alternativă pentru fontele cu structură mixtă, din punctul de vedere al grafitului.

Rezultă deci că spaţiul cuprins între 100% Gv şi 100% Gn este doar în mică măsură valorificat. Acceptînd Fgv standard la maximum 20% Gn şi Fgn standard la minimum 70% Gn, rămîne un interval cuprinzînd 20—70% Gn, respectiv 80—30% Gv, la care se poate realiza o asociere de proprietăţi fizico-mecanice şi de exploatare ce conferă fontelor o comportare deosebită.

În cadrul STAS 6905—85 a fost introdusă recent (cu ocazia reviziei) o scară etalon privind nodularitatea grafitului, ce permite stabilirea proporţiei de grafit nodular şi vermicular în limitele 45—100% Gn şi 0—55% Gv [3].

Aflat în curs de apariţie, STAS 15020—85, referitor la condiţiile de fabricaţie a pieselor din fontă cu grafit vermicular, cuprinde de asemenea o scară etalon, în care proporţia de grafit nodular şi vermicular variază în limitele 0—100%.

Se apreciază că în prezent există condiţiile realizării controlate a unor fonte cu nodularităţi ale grafitului variabile, ce acoperă întregul domeniu posibil, în cadrul sumei Gn + Gv = 100%.

Prezenta lucrare îşi propune să analizeze principalele proprietăţi fizico-mecanice şi de turnare ale fontelor modificate, în condiţiile variaţiei proporţiei şi asocierii grafitului nodular şi vermicular, în vederea definirii unor clase distincte de fonte şi valorificării întregului domeniu în cadrul sumei Gn + Gv = 100%.

Prin nodularitatea grafitului se va avea în vedere proporţia de grafit nodular, în cadrul asocierii acestuia cu grafitul vermicular.

Experienţe efectuate

Au fost urmărite două categorii distincte de fonte şi anume:

— fonte cu grafit nodular, cu structură feritică, obţinute direct din turnare, la care variaţia nodularităţii grafitului nu afectează componenţa masei metalice de bază;

— fonte supuse unei modificări de compactizare a grafitului, la care s-a realizat o variaţie a proporţiilor de grafit nodular şi vermicular în limitele 0 — 100%.

Variaţia proporţiei de grafit nodular şi vermicular a fost realizată prin utilizarea, în cantităţi variabile, a mai multor tipuri de modificatori: FeSiCaMg, FeSiCaMgCe, FesiCaTiMgCe, FeSiPR (pămînturi rare).

În vederea determinării tendinţei de formare a golurilor de contracţie, a fost utilizată o probă conică (fig. 1), ce asigură o accentuată

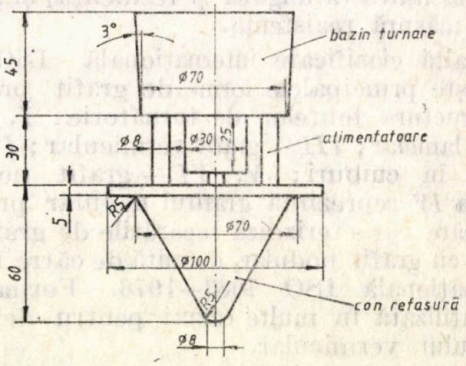


Fig. 1. Proba pentru determinarea volumului de retasură

concentrare a retasurii, datorită solidificării dirijate. În aceste condiţii, se apreciază că retasura concentrată este apropiată de cea totală.

Rezultate obţinute

Fonte feritice obţinute direct din turnare. Fontele obţinute în condiţii industriale sînt preponderent feritice (peste 90% F), astfel încît schimbările în ceea ce priveşte nodularitatea grafitului acţionează direct asupra caracteristicilor mecanice (fig. 2).

Structura feritică a fost asigurată prin compoziția chimică a fontelor, respectiv prin conținuturile scăzute de mangan (sub 0,3% Mn), conținutul ridicat de siliciu (>2,0%) și absența elementelor însoțitoare cu efect perlitizant. În aceste condiții, duritatea fontelor nu mai este afectată de schimbarea nodularității grafitului, această caracteristică avînd valori cuprinse în limitele 148—170 *HB* (fig. 2, *a*).

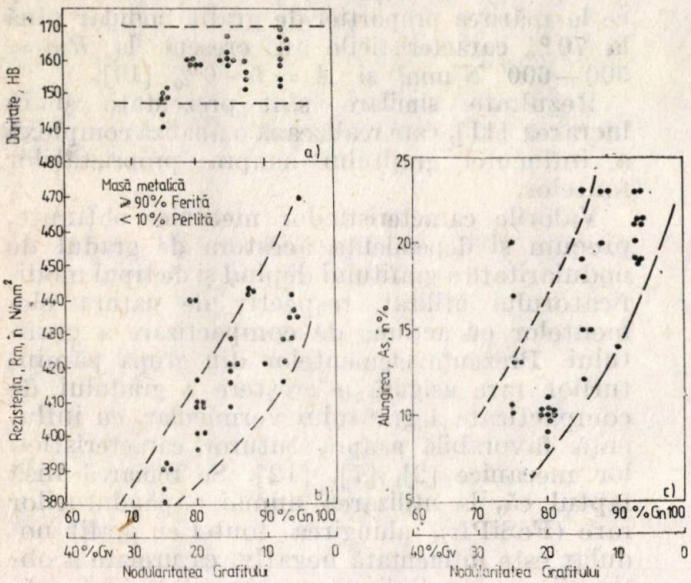


Fig. 2. Influența nodularității grafitului asupra proprietăților mecanice ale fontelor cu grafit nodular cu structură feritică, obținută direct din turnare

Conținuturile ridicate de siliciu explică valorile mari ale durității, raportate la o structură preponderent feritică, ca și domeniul relativ larg de valori obținute.

Nodularitatea grafitului influențează în mod evident valorile rezistenței la tracțiune (fig. 2, *b*) și mai ales pe cele ale alungirii (fig. 2, *c*). Domeniul larg în care se încadrează atît valorile rezistenței cît și ale alungirii scoate în evidență faptul că nu numai raportul dîntre proporția de grafit nodular și vermicular determină aceste proprietăți. La același grad al nodularității grafitului, rezistența variază în limitele a 20—50 N/mm², iar alungirea și mai mult, respectiv cu 5—10%. La aceste fonte, un rol important îl joacă gradul de compactitate a celor două forme de grafit, precum și alierea cu siliciu a feritei, acest ultim proces afectînd în mod deosebit plasticitatea fontei. Se poate aprecia că la aceste conținuturi ridicate de siliciu, la care fonta (ferita) este puternic fragilizată, compactitatea grafitului joacă un rol important, mult mai mare decît în cazul celorlalte tipuri de fonte (feritoperlitice și mai ales perlitice).

Corelația dintre valorile rezistenței la tracțiune, alungire și nodularitatea grafitului este prezentată în figura 3.

Rezultă deci că pentru obținerea fontelor din această categorie, respectiv Fgn 400—12 și Fgn 370—17, este necesar un grad foarte mare de nodularitate, respectiv minimum 85% Gn și maximum 15% Gv. Micșorarea gradului

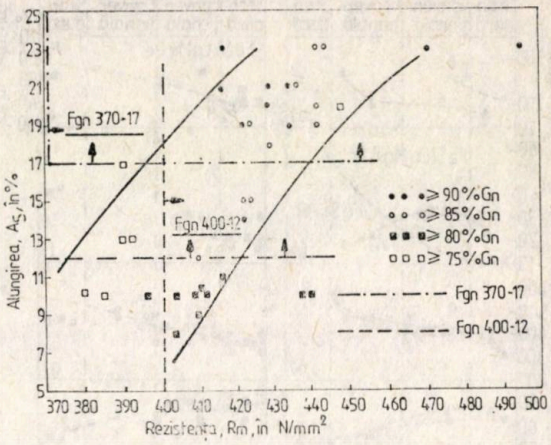


Fig. 3. Corelația dintre rezistență, alungire și nodularitatea grafitului în cazul Fgn feritice, direct din turnare

de nodularitate a grafitului, în acest caz, este posibilă numai dacă se asigură o compactitate maximă a fiecărui tip de grafit, iar conținutul de siliciu este menținut la valori scăzute. În aceste condiții, pot fi realizate caracteristicile mecanice impuse și la proporții de grafit nodular sub 85%.

Fonte cu structură feritoperlitică. Experimentările efectuate în cadrul I.P.B. și I.C.S.I.T.P.S.C. au evidențiat legătura directă dintre gradul de nodularitate a grafitului și caracteristicile fontelor, pentru mai multe variante de modificare (fig. 4).

Creșterea proporției de grafit nodular, în detrimentul celui vermicular, determină schimbări evidente în ceea ce privește componența masei metalice de bază, respectiv micșorarea proporției de ferită și creșterea celei de perlită. Pentru toate tipurile de modificatori, fontele cu aceeași compoziție chimică de bază au în structură mai multă ferită în prezența grafitului vermicular. Această sensibilitate ridicată la formarea feritei este o caracteristică specifică grafitului vermicular [2], [7].

Creșterea gradului de nodularitate a grafitului influențează deci proprietățile mecanice ale fontelor nu numai prin compactitatea grafitului, separări ce joacă rolul de concentratori de tensiuni, ci și prin mărirea proporției de perlită. Cei doi factori acționează în același sens, favorabil, asupra caracteristicilor de rezistență, dar influențează diferit plasticitatea și tenacitatea fontei: nodularitatea grafitului în sens pozitiv, în timp ce mărirea proporției de per-

lită frînează creşterea valorilor acestor caracteristici mecanice.

Din datele prezentate în figura 4 rezultă că atît rezistenţa (la tracţiune şi la oboseală) cît

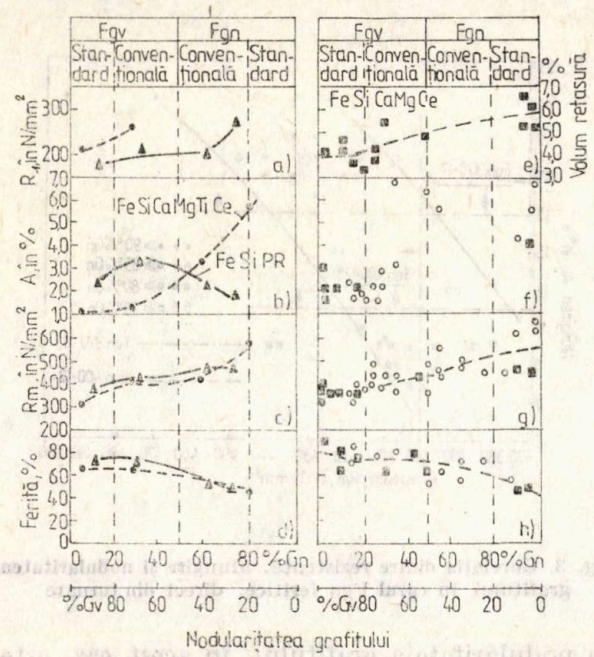


Fig. 4. Influenţa nodularităţii grafitului asupra proporţiei de ferită, caracteristicilor mecanice şi a volumului de retasură a fontelor modificate (0-fonte cu $S = 0{,}06-0{,}13\,\%$ modificator Modiver MVT 3)

şi alungirea înregistrează valori mai mari odată cu creşterea nodularităţii grafitului. Micşorarea capacităţii de concentrare a tensiunilor, odată cu mărirea compactităţii grafitului, acoperă deci influenţa negativă a măririi proporţiei de perlită, astfel că pe ansamblu are loc o îmbunătăţire a plasticităţii fontei (creşterea alungirii).

Sînt semnalate însă cazuri în care mărirea proporţiei de perlită anihilează influenţa favorabilă a creşterii proporţiei de grafit nodular, în ceea ce priveşte alungirea. Astfel, în cazul unor fonte cu grafit vermicular, cu maximum 10 % Gn şi 10 % P, obţinute prin modificarea cu FeSiPR, au fost realizate următoarele caracteristici mecanice: $Rm = 320$ N/mm², $R_{02} = 265$ N/mm², $A = 5{,}6\,\%$, $R_{-1} = 170$ N/mm², 170 *HB*. Mărirea cantităţii de element modificator (Ce) a dus la obţinerea a 30 % Gn şi 70 % Gv, masa metalică de bază conţinînd însă 60 % P şi 40 % F, caracteristicile mecanice devenind: $Rm = 470$ N/mm², $R_{02} = 370$ N/mm², $A = 3{,}2\,\%$, $R_{-1} = 210$ N/mm², 197 *HB*, rezultînd deci o micşorare a alungirii [8].

Atît în cazul rezistenţei cît şi alungirii, mărirea proporţiei de grafit nodular are o influenţă sesizabilă la peste 20—25 %, această influenţă diminuîndu-se la peste 80 % Gn.

Obţinerea unor fonte cu grafit vermicular, dar cu o proporţie mai mare de grafit nodular, cu caracteristici mecanice ridicate, se bucură de o atenţie tot mai mare.

La fontele cu grafit vermicular, cu 30—50 % Gn, se semnalează valori superioare ale rezistenţei şi alungirii [9].

În cazul modificării cu magneziu, la un conţinut de maximum 40 % Gn, au fost obţinute $Rm = 340-400$ N/mm², $A = 2-4\,\%$, în timp ce la mărirea proporţiei de grafit nodular pînă la 70 % caracteristicile au crescut la $Rm = 500-600$ N/mm² şi $A = 5-6\,\%$ [10].

Rezultate similare sînt prezentate şi în lucrarea [11], care realizează o analiză complexă a influenţei grafitului asupra proprietăţilor fontelor.

Valorile caracteristicilor mecanice obţinute, precum şi dependenţa acestora de gradul de nodularitate a grafitului depind şi de tipul modificatorului utilizat, respectiv de natura elementelor cu acţiune de compactizare a grafitului. Prezenţa elementelor din grupa pămînturilor rare asigură o creştere a gradului de compactizare a grafitului vermicular, cu influenţă favorabilă asupra tuturor caracteristicilor mecanice [2], [7], [12]. Se remarcă însă faptul că, la utilizarea numai a pămînturilor rare (FeSiPR), alungirea fontei cu grafit nodular este influenţată negativ, ca urmare a obţinerii unor noduli cu compactitate mai scăzută şi a apariţiei grafitului explodat. Se reaminteşte faptul că aceste elemente acţionează în principal asupra grafitului primar şi în mai mică măsură asupra celui eutectic (din celulele eutectice).

Prezenţa elementelor cu acţiune antinodulizantă (Ti) în compoziţia modificatorilor favorizează formarea grafitului nodular tip *L*, ceea ce poate influenţa caracteristicile mecanice ale fontelor, din care cauză acestea nu înregistrează performanţe deosebite.

Modificarea fontelor cu conţinut ridicat de sulf (0,06—0,13 % S), în condiţiile utilizării modificatorului special Modiver MVT 3, a dus la obţinerea grafitului vermicular şi a celui nodular în proporţii variabile dar structura conţine şi „pete negre" (oxisulfuri de magneziu).

Prezenţa acestor incluziuni afectează în mai mare măsură alungirea (fig. 4,*f*) decît rezistenţa fontei (fig. 4, *g*). Şi în aceste condiţii însă, creşterea gradului de nodularitate a grafitului determină mărirea valorilor rezistenţei şi alungirii, în ultimul caz obţinîndu-se un domeniu mai larg de variaţie.

Volumul de retasură al fontelor se află de asemenea sub acţiunea directă a gradului de nodularitate a grafitului, mărindu-se odată cu creşterea proporţiei de grafit nodular (fig. 4). Şi în acest caz, influenţa nodularităţii grafitului este scăzută în domeniile cuprinzînd sub 20 %

Gn și peste 80 % Gn, dar este evidentă în spațiul cuprinzînd 20—80 % Gn.

O altă caracteristică importantă a fontei, respectiv conductibilitatea termică (λ), este puternic influențată de către nodularitatea grafitului, dar în sens invers (tot negativ) decît volumul de retasură (fig. 5) [9]. Se constată că

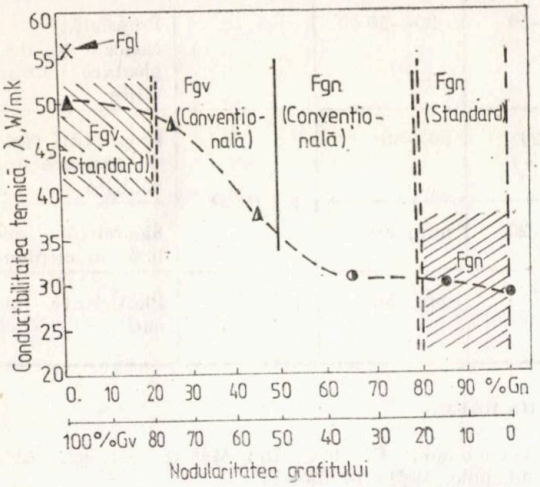


Fig. 5. Influența nodularității grafitului asupra conductibilității termice a fontei [5]

conductibilitatea termică a fontei cu grafit vermicular este foarte apropiată de cea a fontei cu grafit lamelar, fiind însă superioară celei înregistrate la prezența în structură a peste 25 % Gn. Pe de altă parte, micșorarea proporției de grafit nodular la valori sub 80 % (peste 20 % Gv) favorizează creșteri importante ale valorii conductibilității termice a fontei.

Micșorarea accentuată a valorii conductibilității termice, ca și creșterea evidentă a volumului de retasură la peste 20 % Gn în structura fontei cu grafit vermicular sînt sugestiv ilustrate de datele lui N. N. Alexandrov și B. S. Milman (fig. 6) [13]. Deși atît rezistența, cît

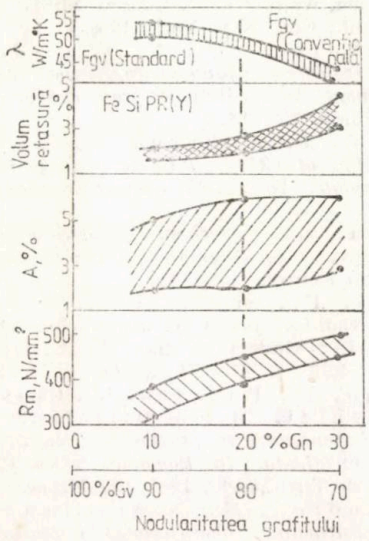


Fig. 6. Acțiunea proporției de grafit nodular asupra caracteristicilor fontelor cu grafit vermicular [13]

și alungirea au înregistrat creșteri sub acțiunea măririi proporției de grafit nodular, influența negativă asupra conductibilității termice și volumului de retasură a dus la limitarea la 20 % a grafitului nodular, în cazul unor piese pentru motoare Diesel, care lucrează la temperaturi ridicate (deci λ este importantă) și a căror configurație (noduri termice) favorizează formarea retasurii.

Limitarea la maximum 20 % Gn, datorită micșorării accentuate a conductibilității termice, constituie concluzia ședinței Comisiei 7.6 CIATF, din martie 1981, cînd s-a hotărît ca această limită să fie specificată în standardele ce urmează să definească fonta cu grafit vermicular.

Concluzii

Apare posibilitatea ca prin combinarea unor proporții de 20—80 % Gn și Gv să se realizeze o îmbinare avantajoasă de proprietăți, care pot fi hotărîtoare pentru multe tipuri de piese turnate.

Avînd în vedere datele experimentale proprii și cele existente în literatura de specialitate, se propun două categorii cu mai multe clase de fonte cu forme compacte de grafit (vermicular și nodular), destinate unor domenii de utilizare distincte (tab. 1).

Fonta cu grafit vermicular (*Fgv*) (cuprinzînd pînă la 50 % Gn, respectiv min. 50 % Gv). În această categorie pot fi identificate două clase de fonte:

— Fgv standard, cu maximum 20 % Gn, ceea ce asigură valori ridicate ale conductibilității termice și o sensibilitate redusă la formarea retasurii, determinînd un coficient ridicat de scoatere de piese bune.

— Fgv convențională, la care proporția de grafit nodular poate fi extinsă pînă la 50 %, realizîndu-se în acest mod îmbunătățirea proprietăților mecanice și de exploatare, în cazurile în care conductibilitatea termică este mai puțin importantă sau piesele au o sensibilitate mai redusă de a forma goluri de contracție.

Fonta cu grafit nodular (*Fgn*) (cuprinzînd min. 50 % Gn). În acest caz, se propun mai multe clase de fonte:

— Fonta cu grafit nodular cu structură feritică (Fgn standard), obținută direct din turnare sau prin tratament termic, la care se impun plasticitate și tenacitate ridicată, fiind recomandată realizarea a minimum 85 % Gn și maximum 15 % Gv (mărcile Fgn 370—17 și Fgn 400—12). Proporția de grafit nodular poate fi redusă, în cazul în care se obțin caracteristicile mecanice impuse.

— Fgn standard, caracterizată prin maximum 20 % Gv și minumum 80 % Gn, destinată unor piese la care se impune o siguranță în exploatare deosebită (stabilite de comun acord între proiectant și producător).

Clasificarea fontelor cu forme compacte de grafit (vermicular și nodular) *Tabelul 1*

Categoria fontei	Tipul fontei	Clasa fontei	Mărci de fontă	Proporția, %		Masa metalică	Caracteristicile
				Gv	Gn		
Fontă cu grafit vermicular	Fgv	Standard	Fgv 300 Fgv 350	min. 80	max. 20	F ;F+P ; P	Proprietăți fizico-mecanice și de turnare bune
	Fgv	Convențională	Fgv 400	80—50	20—50		Proprietăți mecanice și de exploatare îmbunătățite
Fontă cu grafit nodular	Fgn	Convențională	Fgn 450—5 Fgn 500—7	50—20	50—80	F+P ; P	Proprietăți fizice și de turnare îmbunătățite
	Fgn	Standard	Fgn 600—2 Fgn 700—2	max. 20	min. 80		Siguranță deosebită în exploatare
	Fgn	Standard	Fgn 370—17 Fgn 400—12	max. 15	min. 85	F	Plasticitate și tenacitate ridicate

— Fgn convențională, la care se admite creșterea proporției de grafit vermicular pînă la 50 %, în următoarele cazuri:

— cînd realizează caracteristicile mecanice impuse și la o proporție mai scăzută de grafit nodular;

— la piese la care este necesară realizarea unor valori mai mari pentru conductibilitatea termică, fără diminuarea caracteristicilor mecanice:

— cînd este posibilă reducerea volumului maselotelor, fără să fie afectate caracteristicile mecanice, deci cînd crește coeficientul de scoatere.

Extinderea proporției de grafit vermicular este posibilă deci numai cu condiția să nu fie afectate caracteristicile mecanice impuse, acestea trebuind să constituie baza recepționării pieselor. Se propune ca, în cazul în care proprietățile mecanice sînt corespunzătoare, proporția de grafit vermicular să nu mai fie limitată (așa cum se specifică acum în STAS 6071—82), aceasta nemaiconstituind cauza rebutării pieselor.

De aceste considerente s-a ținut seamă la realizarea standardului privind fonta cu grafit vermicular (STAS 15020—85), care definește Fgv ca avînd minimum 80 % Gv și maximum 20 % Gn, dar prevede și posibilitatea ca, în funcție de caracteristicile și destinația pieselor, să se admită pînă la 50 % Gn.

Pentru utilizarea completă a intervalului de variație a nodularității grafitului este deci necesar ca și în STAS 6071, referitor la Fgn, să fie prevăzută posibilitatea coborîrii proporției de grafit nodular, în condițiile prezentate anterior. STAS 6905—85, referitor la analiza metalografică a fontei, este pregătit pentru acest lucru, cuprinzînd o scară etalon referitoare la nodularitatea grafitului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Donoho, C. K. În: Modern Castings, S.U.A., 40, iulie, 1961, p. 65—71.

[2] Riposan, I. și Sofroni, L. — *Fonta cu grafit vermicular*, București Ed. tehnică, 1984, p. 335.

[3] x x x — STAS 6905 — 85. *Structuri și scări etalon pentru fonte turnate în piese.*

[4] Sofroni, L., Ștefanescu, D. M. și Vincenz, C. — *Fonta cu grafit nodular*, București, Ed. tehnică, 1978.

[5] x x x — *Minutes of Meeting — CIATF — Commision 7.6 on Compacted/Vermicular graphite Cast Irons* — Düsseldorf, 1979; St. Louis, S.U.A., 1980 Londra, 1981; Chicago, S.U.A., 1982.

[6] Nechtelberger E., Benno de Lux — *Gefugeaufanu und Eigenschaften von Gusseisen mit Vermiculargraphit.* Giesserei Praxis, R.F.G., nr. 11, 1984, p. 177—187.

[7] Riposan, I., Chișamera, M., Sofroni, L. și Brabie, V. *Contributions to the study of the solidification mechanism and of the influence of structure on the properties of compacted/vermicular graphite Cast Iron.* Third International Symposium on the physical metallurgy of Cast Iron, Stockholm, Suedia, August 1984, Editura ELSEVIER SCIENCE Publ., Co., New York, 1985.

[8] Aleksandrov, N. N. ș. a. — *Tehnologhia poluceniai svoistva visokoprocinovo ciuguna s vermikuliarnîm grafitom.* În: Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 8, 1976, p. 12—14.

[9] Keith, C. J. și Sharma, V. K. — *Mechanical properties of CG Iron Containing 30—50% spheroidal graphite.* În: AFS Casting Congress, S.U.A., 1980.

[10] Hamada, K. — *Mechanical properties and manufacturing process of compacted/vermicular graphite cast iron.* Japan Foundry Society.

[11] Ruff, G. F., și Doshi, B. K. — *Relation between mechanical properties and graphite structure in cast iron.* In: Modern Casting, S.U.A., iunie, 1980, p. 50—55; iulie, p. 70—74; august, p. 54—57.

[12] Riposan, I., Dinescu, L., Chisamera M., Boghici, M., și Mitrofan, A. *Stadiul actual al cunoașterii, producerii și utilizării fontelor cu grafit vermicular în România.* A 9-a Conferință Națională de Turnătorie, 1985, Cluj-Napoca.

[13] Aleksandrov, N. N. și Milman, B. S. — *Soverșenstvovanie modificatorov i svoistv visokoprocinovo ciuguna s vermikuliarnîm grafitom.* In: Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 1, 1980, p. 12—13.

Ing. L. Lazăr
I.U.P. Tîrgoviște
dr. ing. M. Cojocaru
Institutul politehnic — București

Aspecte teoretice și practice privind posibilitatea utilizării calculatorului electronic în conducerea proceselor de tratament termic

CZ :004 : 669.1.013.5

În vederea asigurării conducerii unui anumit proces cu ajutorul calculatorului este necesară determinarea prin metode statistice, utilizînd metode de programare a experimentului, a ecuației de regresie, ecuație care reprezintă cu un anumit grad de aproximație, calculabil, modelul procesului.

Metodele de prelucrare statistică sînt utilizate în toate etapele experimentului: anterior desfășurării experimentului în vederea stabilirii numărului de experiențe și a condițiilor de realizare a acestora; în timpul desfășurării experiențelor pentru prelucrarea rezultatelor obținute; după încheierea experimentului în vederea obținerii de concluzii referitoare la derularea experiențelor viitoare. Avînd în vedere multitudinea, varietatea și complexitatea proceselor metalurgice, metodele de modelare matematică prin programarea experimentului sînt foarte diferite.

Cele mai eficace metode de programare a experimentului și, implicit, cele care vizează rezolvarea problemelor extremale sînt metodele care implică determinarea nivelelor factorilor de influență $Z_1, Z_2 \ldots Z_k$ pentru care funcția obiectiv:

$$Y = f(Z_1,\ Z_2 \ldots Z_k) \qquad (1)$$

are valori maxime sau minime. Rezolvarea problemei începe cu formularea ei, în acest sens trebuind să existe o reprezentare clară și precisă a scopului urmărit. Pentru ca problema să fie rezolvată, funcția de optimizare trebuie să aibă un sens fizic, să poată fi exprimată numeric, să prezinte valori extreme.

O mare însemnătate în rezolvarea problemelor de optimizare cu ajutorul metodei de programare a experimentului o constituie stabilirea factorilor de influență, deci a variabilelor independente.

Valabilitatea ecuației de regresie determinate și implicit nivelul condițiilor optime stabilite se pierd în cazul în care se neglijează unul din factorii a căror influență este determinantă. Etapa de programare a experimentului încheindu-se, se trece la efectuarea lui. Pentru înlăturarea greșelilor sistematice, ordinea succesiunii experimentelor se alege conform succesiunii numerelor aleatoare.

În această etapă este necesară determinarea erorii experimentale sau dispersiei reproductibilității rezultatelor (S_0^2). Calculul acestei mărimi se realizează cu ajutorul rezultatelor obținute din experiențe paralele:

$$S_0^2 = \frac{\sum_{u=1}^{n} (y_u - \tilde{y})^2}{n - 1}$$

unde:

u este numărul experienței;
n — numărul de experiențe paralele;
$\tilde{y}$ — media aritmetică a rezultatelor obținute în cele n experiențe paralele.

Determinarea formei particulare a ecuației de regresie devine posibilă în urma calculului valorilor coeficienților și verificării statistice a acestora. Pentru aceasta, într-o primă etapă, pornind de la forma generală a ecuației:

$$y = \beta_0 + \sum_{i=1}^{k} \beta_i x_i + \sum_{\substack{i=1 \\ j=1 \\ i \neq j}}^{k} \beta_{ij} x_i x_j +$$

$$+ \sum_{i=1}^{k} \beta_{ii} x_i^2 + \ldots \qquad (2)$$

se determină și se verifică statistic numai coeficienții corespunzători porțiunii liniare a acestei ecuații:

$$y = \beta_0 + \sum_{i=1}^{k} \beta\, x_i \qquad (3)$$

respectiv

$$\tilde{y} = b_0 + \sum_{i=1}^{k} b_i x_i \qquad (4)$$

unde:

$\beta_0, \beta_i, \beta_{ij}\ \beta_{ii}$ reprezintă coeficienții reali ai ecuației;
$x_i, x_j \ldots$ — valorile codificate ale factorilor;
$b_0\ b_i \ \ldots$ — valorile calculate ale coeficienților ecuației.

Relațiile de calcul ale coeficienților ecuației (4) sînt:

$$b_i = \frac{\sum_{u=1}^{N} x_{iu} y_u}{\sum_{u=1}^{N} x_{iu}^2} \qquad (5)$$

corespunzător efectelor liniare
și

$$b_{ij} = \frac{\sum_{u=1}^{N} x_{iu} x_{ju} y_u}{\sum_{u=1}^{N} (x_{iu} x_{ju})^2} \quad (6)$$

corespunzător efectelor interacțiunilor.

Verificarea statistică a coeficienților se face cu ajutorul criteriului Student și se exprimă matematic prin relația:

$$|b_i| \geqslant |\Delta b_i| \quad (7)$$

$$\Delta b_i = t_{\alpha;N} \cdot S_{b_i} \quad (8)$$

unde: $t_{\alpha;N}$ reprezintă valoarea criteriului Student determinată pentru un anumit nivel al pragului de semnificație α și N grade de libertate;

$t_{\alpha;N}$ — valoare tabelată;

S_{b_i} — abaterea medie pătratică cu care se calculează coeficientul b_i

$$S_{b_i} = \pm\sqrt{S^2_{b_i}} \quad (9)$$

$$S^2_{b_i} = \frac{S^2_0}{\sum_{u=1}^{N} x^2_{iu}} \quad (10)$$

reprezintă dispersia în calculul coeficientului b_i;

Δb_i — interval de încredere.

Valoarea și respectiv semnul coeficienților statistic determinați dau indicații asupra gradului de influență manifestat de parametrii independenți, indicînd modul în care aceștia trebuie variați în vederea creșterii sau scăderii nivelului variabilei dependente analizate.

Pentru verificarea concordanței modelului adoptat, verificare a cărui obiectiv îl constituie determinarea posibilității de utilizare a modelului liniar pentru studiul optimizării procesului, se face apel la criteriul Fischer (F). Un model se consideră concordant în cazul în care este îndeplinită condiția:

$$F_c < F_{\alpha;\nu_1;\nu_2} \quad (11)$$

unde

$$F_c = \frac{S^2_{conc}}{S^2_0} \quad (12)$$

reprezintă valoarea calculată a criteriului Fischer,
iar

$$S^2_{conc} = \frac{\sum_{u=1}^{N} (\tilde{y}_u - y_{u\,exp})^2}{N - k'} \quad (13)$$

reprezintă dispersia provocată de modelul liniar;

$\tilde{y}_u$ și $y_{u\,exp}$ reprezintă valorile calculate cu ajutorul ecuației de regresie și respectiv cele obținute experimental în condițiile experienței u;

k' — numărul de coeficienți din ecuația de regresie;

$\nu_1; \nu_2$ — numărul de grade de libertate;

$\nu_1 = N - k'$; $\nu_2 = n - 1$.

În cazul în care modelul rezultă ca nefiind concordant se trece de la un model liniar la un model neliniar, fapt care implică o completare a matricei planificării cu un număr suplimentar de experiențe (dictat de numărul factorilor independenți) și, ulterior, după efectuarea ciclului de experiențe în noile condiții, determinarea coeficienților, verificarea statistică a acestora, verificarea concordanței noului model.

Cercetările experimentale proprii au vizat utilizarea metodei experimentului programat

Tabelul 1

Compoziția chimică a oțelului 34 MoCrNi15—X

Marca oțelului	Compoziția chimică, % (conf. STAS 791—80)							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S
34MoCrNi15—X	0,30—0,38	0,40—0,70	0,17—0,37	1,40—1,70	1,40—1,70	0,15—0,30	max 0,025	max 0,025
	Abateri admisibile, %							
	±0,02	±0,04	±0,03	±0,05	±0,05	±0,003	±0,005	±0,005
	Compoziția chimică determinată pe șarja din care s-au prelevat probe, %							
	0,34	0,50	0,25	1,6	1,5	0,25	0,020	0,018

în cazul oțelului 34 MoCrNi15—X (compoziție chimică indicată în tabelul 1), în vederea determinării ecuațiilor de regresie care caracterizează influența manifestată de parametrii termici și temporali ai tratamentelor termice de călire și revenire aplicate acestuia, asupra caracteristicilor de exploatare.

Se urmărește prin aceasta posibilitatea unui control rapid și eficient prin intermediul calculatorului electronic al procesului, vizîndu-se obținerea complexului de caracteristici de exploatare dorit.

Ca parametri independenți (x_i), parametri care-și manifestă direct acțiunea asupra parametrului de optimizat (y), au fost aleși:

x_1 — temperatura de călire, °C;
x_2 — timp de menținere la austenitizare în vederea călirii, h;
x_3 — temperatura de revenire, °C;
x_4 — timp de menținere la temperatura de revenire, h.

S-a urmărit gradul de influență manifestat de acești parametri asupra:

y_1 — durității rezultate (HRC);
y_2 — rezilienței ($KCU_{30/2}$).

În paralel, pe anumite regiuni au fost testate și valorile corespunzătoare celorlalte caracteristici mecanice (R_m, $R_{p_{0,2}}$, A_5, Z).

În vederea determinării numărului necesar de experiențe și a condițiilor de experimentare, s-a utilizat un model de ordinul 2 fracționat, numărul de experiențe inițial fiind $2^{4-1} = 8$ (contrastul determinant $x_1x_2x_3x_4 = 1$).

Nivelurile de bază ale parametrilor independenți, precum și intervalele de variație ale acestora au fost alese ținîndu-se seama de poziția punctelor critice de transformare în stare solidă (A_1; A_3) și de datele privind cinetica transformării martensitei în cursul revenirii înalte.

Calculul coeficienților și verificarea statistică a acestora au dus la obținerea formelor particulare ale ecuației de regresie:

a) $y - HRC$

$$Y_{HRC} = 10^{-2}(3\,237 - 75\,x_1 + 75\,x_2 - 75x_3 - 225x_4)$$

b) $y - KCU_{30/2}$

$$y_{KCU30/2} = 15{,}125 - 0{,}775 \cdot x_1 - 0{,}8x_2 + 0{,}6x_3 + 1{,}975x_4)$$

Verificările statistice ale concordanței, efectuate separat pentru fiecare model coresunzător celor două variabile dependente au dus la concluzia că modelele sînt concordante, deci ele exprimă cu maximă probabilitate interacțiunea analizată.

Astfel:

a) În cazul în care variabila dependentă este duritatea (HRC)

$$F_{calc} = \frac{S^2_{conc}}{S^2_0} = 0{,}723 < F_{tab} = 19{,}16$$

unde: S^2_{conc} este calculată cu ajutorul datelor prezentate în tabelul 3;
$S^2_0 = 0{,}80$ — valoarea dispersiei reproductibilității rezultată în urma analizei datelor din trei experiențe paralele.

b) În cazul în care variabila dependentă este rezilienta ($KCU_{30/2}$)

$$F_{calc} = 0{,}92 < F_{tab} = 19{,}16$$

unde:
S^2_{conc} este calculată cu ajutorul datelor prezentate în tabelul 4;
$S^2_0 = 0{,}55$.

Din analiza ecuațiilor de regresie rezultă că asupra valorii durității și rezilienței oțelului 34MoCrNi15—X influențează în mod semnificativ, dar diferit, fiecare parametru din cei analizați, și anume:

— Creșterea temperaturii de austenitizare în vederea călirii și, concomitent, creșterea temperaturii de revenire și respectiv a timpului de menținere la revenire (în intervalul de valori analizat) implică scăderea durității, scădere care este mult mai sensibilă la variația celui

Tabelul 2

Nivelurile de bază, intervalele de variație și matricea planificării 2^{4-1}, contrast determinat $1 = x_1.x_2.x_3.x_4$

Parametrii	T_{cal} [°C] x_1	t_{ment} [h] x_2	T_{rev} [°C] x_3	t_{ment} [h] x_4	HRC y_1	$KCU_{30/2}$ y_2	R_m y_3	$R_{po,2}$ y_4	A_5 y_5	Z y_6
Nivel de bază x_0	840	0,66	600	1,0	—	—	—	—	—	—
Interval de variație x_0	30	0,33	50	0,5	—	—	—	—	—	
Nivel sup. $x_0 + \Delta x$	870	1	650	1,5	—	—	—	—	—	—
Nivel inf. $x_0 - \Delta x$	810	0,33	550	0,5	—	—	—	—	—	—
Exp. 1	—	—	—	—	35,5	13,7	108,2	100,6	16	64
2	+	—	—	+	29	16,5	103,1	94,2	14	64
3	—	+	—	+	33	16,2	—	—	—	—
4	+	+	—	—	35	11,7	—	—	—	—
5	—	—	+	+	29	20	89,8	82,8	18	70
6	+	—	+	—	33	13,5	100,2	90,4	18	70
7	—	+	+	—	35	13,7	—	—	—	—
8	+	+	+	+	29,5	15,7	—	—	—	—

Fig. 1. Organigrama programului →

Tabelul 3

Calculul dispersiei (S^2_{conc}) provocate de ecuaţia de regresie

$$Y_{HRC} = 32{,}37 - 0{,}75x_1 + 0{,}75x_2 - 0{,}73x_3 - 2{,}25x_4$$

Nr. exp.	Y_{exp}	Y_{calc}	$Y_{exp.} - Y_{calc}$	$(Y_{exp.} - Y_{calc})^2$	ν_1
1	35,5	35,37	0,13	0,0169	
2	29	29,37	0,37	0,1369	
3	33	32,37	0,63	0,3969	
4	35	35,37	0,37	0,1369	8—5=3
5	29	29,37	0,37	0,1369	
6	33	33,87	0,87	0,7569	
7	35	35,37	0,37	0,1369	
8	29,5	29,37	0,13	0,0169	

$$\sum_1^8 (y_{exp} - y_{calc})^2 = 1{,}7532$$

Tabelul 4

Calculul dispersiei (S^2_{conc}) provocate de ecuaţia de regresie

$$Y_{KCU} = 15{,}125 - 0{,}775x_1 - 0{,}8x_2 + 0{,}6x_3 + 1{,}975x_4$$

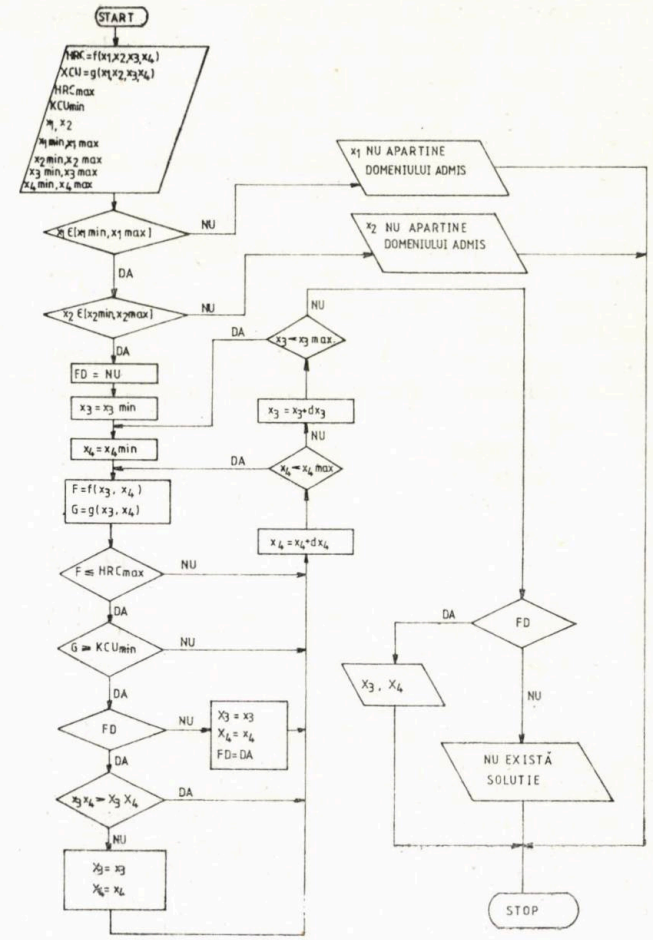
Nr. exp.	Y_{exp}	Y_{calc}	$Y_{exp} - Y_{calc}$	$(Y_{exp} - Y_{calc})^2$	ν_1
1	13,7	14,125	0,425	0,18	
2	16,5	16,5	0	0	
3	16,2	16,4	0,2	0,04	
4	11,7	10,97	0,73	0,53	8—5=3
5	20	19,275	0,725	0,525	
6	13,5	13,775	0,275	0,075	
7	13,7	13,725	0,025	0,0006	
8	15,7	16,125	0,425	0,180	

$$\sum_1^8 (y_{exp} - y_{calc})^2 = 1{,}53$$

de-al patrulea parametru independent (timp de revenire).

Creşterea temperaturii de austenitizare în vederea călirii implică o creştere a granulaţiei, fapt care asigură concomitent cu scăderea durităţii şi o scădere a rezilienţei.

La creşterea temperaturii de revenire şi a duratei de menţinere la revenire au loc o scădere accentuată a durităţii şi o creştere a rezilienţei, variaţii puternic influenţate de timpul de menţinere la revenire. Acest lucru este legat de procesele de descompunere a produşilor de dezechilibru (martensita, bainita) şi de gradul de coagulare, respectiv globulizare al carburilor rezultate.



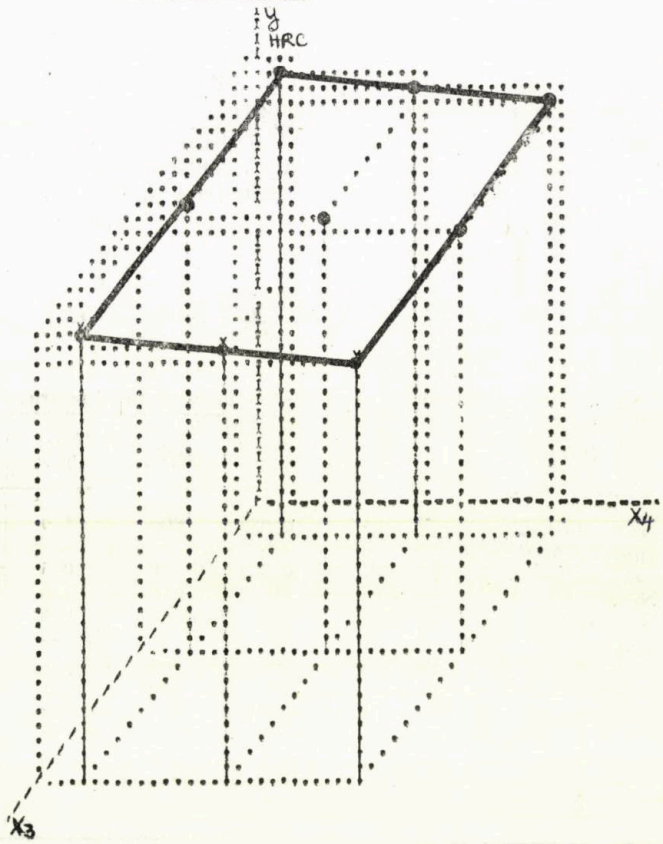


Fig. 2. Suprafaţa de răspuns $HRC = f(x_3, x_4)$ pentru $x_1 = ct$; $x_2 = ct$ →

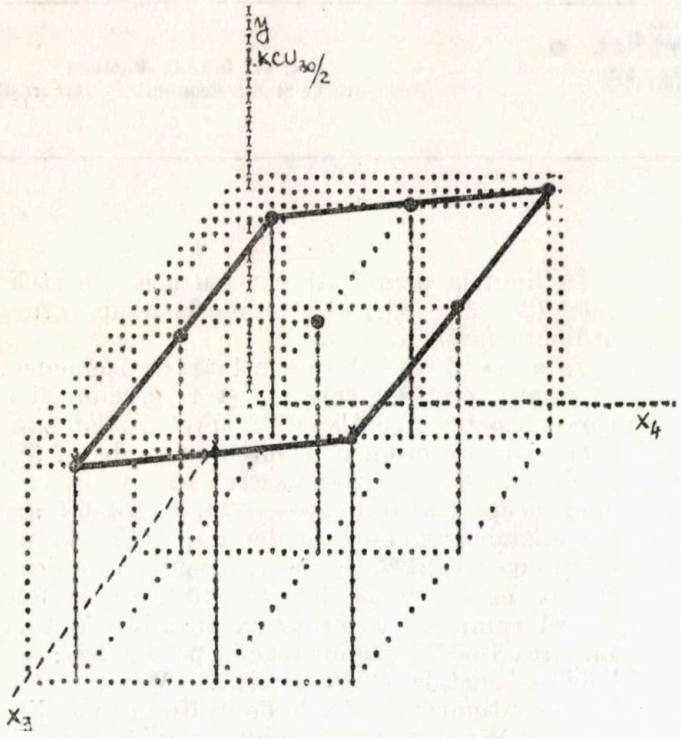


Fig. 3. Suprafaţa de răspuns $KCU_{32/0}=f(x_3, x_4)$ pentru $x_1=ct$; $x_2=ct$

— Variaţia timpului de menţinere la temperatura de austenitizare afectează de asemenea nivelul durităţii şi al rezilienţei.

Menţinerea la austenitizare va implica o omogenizare avansată a austenitei, fapt care se repercutează automat asupra rezultatelor operaţiei de călire şi revenire.

Utilizarea calculatorului electronic în conducerea procesului devine posibilă numai cu condiţia cunoaşterii prealabile a interacţiunilor existente între variabile, deci a ecuaţiei de regresie. Avînd la dispoziţie ecuaţia de corelaţie dintre variabilele independente şi legătura existentă între acestea şi variabila (variabilele) dependente, se crează premisele stabilirii programului pentru conducerea cu calculatorul a procesului studiat, existînd posibilitatea optimizării soluţiilor (fig. 1). De asemenea, cunoscînd ecuaţiile de regresie, în cazul inexistenţei în dotare a calculatorului de proces, determinarea soluţiilor optime poate fi rezolvată cu ajutorul suprafeţelor de răspuns determinate în spaţiul multifactorial (fig. 2,3) sau al valorilor tabelate obţinute pe un calculator analitic.

Concluzii

Rezultatele obţinute ca urmare a modelării proceselor de tratament termic în cazul oţelului 34 MoCrNi 15 X, în vederea optimizării acestuia, confirmă valabilitatea utilizării metodei în cazul acestor tipuri de procese şi posibilitatea utilizării calculatoarelor electronice în conducerea proceselor de tratament termic.

BIBLIOGRAFIE

[1] Taloi, D., Florian, E., Bratu, C. şi Berceanu, E. *Optimizarea proceselor metalurgice*, Bucureşti, Ed. Didactică şi pedagogică, 1983.

REVISTA REVISTELOR

Koks i kimiia, U.R.S.S., nr. 11, 1985

Perfecţionarea tehnicii şi tehnologiei de pregătire a încărcăturii pentru cocsificare, p. 6 — Insuşirea tehnologiei de preparare a cărbunelui de dimensiuni mari în separatorul magnetic cu trei produse, p. 7 — Cercetarea concentraţiei reactivilor remanenţi după flotarea şlamurilor de cărbune, p. 10 — Cercetarea posibilităţii de autoaprindere a huilei, p. 11 — Cerinţele de umiditate a cocsului de furnal, p.13 — Cercetarea posibilităţii de folosire a deşeurilor producţiei cocsochimice în încărcătura pentru cocsificare, p. 16 — Cercetarea dinamicii sfărîmării cocsului în procesul transportării la furnale, p. 19 — Introducerea prelucrării mecanice a cocsului în flux, la uzinele cocsochimice din Ucraina, p. 21 — Experimentarea blocurilor din beton refractar pentru zidăria camerelor cuptoarelor, p. 23 — Perfecţionarea procesului de descărcare a cocsului din instalaţia de stingere uscată, p. 27 — Posibilitatea realizării procedeului continuu de producţie a cocsului pentru electrozi, p. 29 — Perfecţionarea metodei de determinare a conţinutului fracţiilor α în smoala de huilă şi în gudronul de electrozi, p. 31 — Estimarea scoaterii şi calităţii fracţiilor la prelucrarea gudronului de huilă în uzinele cocsochimice din sud, p. 34 — Experienţa de producere a uleiului de în sicativat din materie primă cocsochimică, p. 37 — Perfecţionarea planificării preţului de cost al producţiei întreprinderilor cocsochimice, p. 43 — Asimilarea indicatorilor tehnico-economici ai fabricii de preparare a cărbunelui, p. 46 — Mecanizarea operaţiilor ajutătoare de descărcare a vagoanelor în răsturnătorul de vagoane, p. 48 — Indicatorii de pericol incendiar-exploziv ai gudroanelor de huilă şi ai produselor prelucrării lor, p. 49 — Extragerea gudronului din cărbune şi polimeri model. Teorie şi experiment, p. 59 — Conductibilitatea electrică a smoalei în stare lichidă, p. 60.

Cercetări asupra structurii metalografice a aliajelor pe bază de cobalt cu rezistență mare la uzare și la coroziune

Conf. dr. ing. C. Pumnea
Academia de Studii Economice — București

CZ : 669.018.2 : 669.25

Compoziția chimică și structura aliajelor pe bază de cobalt de tipul stelitelor

Aliajele de tip stelit cu element de bază cobaltul conțin o gamă foarte largă de elemente de aliere (Cr, W, Ni, Mo, B, Si, Nb), care formează în structură cu matricea de cobalt soluții solide sau se separă sub formă de compuși intermetalici sau carburi, conferind aliajelor excepționale rezistențe la uzare și la coroziune. Un rol important în morfologia carburilor îl are conținutul de carbon al aliajelor de tip stelit, care variază în limite destul de largi (0,4—2,5 %). De cele mai multe ori, se impun restricții în privința conținutului de fier al acestor aliaje, care nu trebuie să depășească 3—5 %, datorită efectului negativ al fierului asupra caracteristicilor mecanice și a rezistenței în unele medii corosive.

Aliajele de tip stelit se remarcă prin rezistențe mari la coroziune în aer și în medii acide, stabilitate la șocuri mecanice și termice, duritatea foarte înaltă (care poate atinge 60—65 *HRC*). Fiind aliaje extrem de dure, stelitele în general se folosesc sub formă turnată sau ca pulberi pentru acoperiri metalice. Prelucrabilitatea prin așchiere a unor aliaje poate fi îmbunătățită într-o oarecare măsură prin micșorarea conținutului de carburi de crom și de wolfram în favoarea ponderii matricei de cobalt-nichel. În acest caz însă, prelucrarea se poate realiza cu viteze de așchiere și avansuri foarte mici (15—20 m/min și max. 0,2 mm/rot), utilizînd scule cu plăcuțe dure (S_2, S_3, K_{10}). Se poate aplica în condiții acceptabile prelucrarea cu pietre abrazive, în cazul unor operații de tăiere sau de polizare. Piesele din stelite se pot suda în arc electric folosind electrozi cu bază de cobalt și nichel.

În sistemul Co—Cr se remarcă formarea soluțiilor solide terminale α și β. Soluția α are un conținut maxim de circa 37 % Cr (% de greutate) la 1 310°C, solubilitatea cromului în cobalt scăzînd la 34 % la 960°C. Sub această temperatură soluția α se transformă în soluție ε, existînd și un domeniu bifazic $\alpha + \varepsilon$, pentru concentrații de maximum 12 % crom la temperatura ordinară. La 1470°C are loc o reacție peritectică, din care rezultă faza δ (compus intermetalic Co—Cr), iar la 1 400°C, pentru un conținut de 45,5 % Cr (procente atomice) se formează eutecticul $\alpha + \delta$.

În limitele uzuale de concentrație ale stelitelor (25—30 % Cr) sînt stabile la temperatura ordinară fazele α și δ.

În sistemul Co—W se constată, de asemenea, existența soluțiilor solide α și ε, precum și a compușilor intermetalici WCo_3 și WCO_7. Conținutul maxim de crom al soluției α este de 17,5% la circa 1 480°C, scăzînd la circa 12 % la 1 050°C cînd începe transformarea $\alpha \rightleftarrows \varepsilon$. La 1 480°C are loc cristalizarea eutecticului $\alpha + WCo_3$ la un conținut de 21 % crom (procente atomice). Pentru concentrația de circa 45 % Cr se formează compusul intermetalic instabil W_6Co_7. La circa 1 630°C are lor reacția peritectică : lichid + cristale $W_6Co_7 \rightleftarrows$ cristale WCo_3

La conținuturile uzuale de wolfram în stelite (2—10 %W) sînt stabile soluțiile solide α și ε'. Transformarea $\alpha \rightleftarrows \varepsilon$, caracterizată prin schimbarea proprietăților magnetice, începe în cazul aliajelor cu mai puțin de 10 % Co sub 400°C, remarcîndu-se un domeniu de existență a fazei ε' la conținuturi joase de wolfram.

În sistemul Co—Ni, datorită asemănării rețelelor cristaline ale celor două metale peste conținutul de circa 30% Ni, apare un domeniu de miscibilitate totală în stare solidă, cu prezența soluțiilor α și ε'. În intervalul 70—80 % Ni se presupune existența compusului $CoNi_3$. Pe diagramă apare curba de transformare magnetică care unește punctele Curie ale celor două metale (pentru cobalt temperatura de 1 115°C, iar pentru nichel, 360°C). În compoziția aliajelor tip stelit, nichelul poate interveni în limitele 2—22 %, în care sînt stabile soluțiile α și ε'.

Din seria sistemelor binare care se formează între carbon și celelalte elemente prezente în aliajele de tip stelit prezintă importanță deosebită sistemele Co—C ; Cr—C și W—C.

În sistemul Co—C se formează la concentrații mici de carbon (max. 1 % C, în greutate) o soluție solidă de carbon în cobalt (soluția α). Odată cu scăderea temperaturii, conținutul de carbon al soluției α scade de la circa 1 % la 1309°C la 0,1 % la temperatura ordinară. Pentru un conținut de circa 3 % (procente de greutate) se formează eutecticul α + C la temperatura de 1309°C.

În sistemul Cr—C se remarcă prezența a trei carburi : Cr_4C sau $Cr_{23}C_6$ cu rețeaua cubică ; Cr_7C_3 — carbura trigonală și Cr_3C_2 — carbura ortorombică. Cea mai stabilă este carbura

Cr_3C_2, care se disociază peste 1 800°C. În prezența fierului se pot obține și carburi duble de tipul $(Cr, Fe)_4C$ sau $(Cr, Fe)_7C_3$.

În sistemul W—C, se constată prezența celor două carburi W_2C și WC. Carbura WC se topește la 2 700°C, descompunîndu-se în C și W_2C. În prezența fierului se poate forma carbura dublă Fe_3W_3C, care este de tipul M_6C. Carbur M_6C are o structură grosolană, de formă scheletică, care diminuează caracteristicile mecanice și rezistența la coroziune a stelitelor. Din această cauză se impune ca aliajele să aibă un conținut cît mai mic de fier.

Carburile de crom și de wolfram dispersate în matricea de cobalt conferă stelitelor duritate și rezistență mare la uzare.

În sistemul ternar Co—Cr—W (izotermele la 1 300 și 700°C) se constată prezența compusului $(Co, Cr)_7W_6$, ce se formează prin înlocuirea parțială a atomilor de cobalt cu atomi de crom în rețeaua compusului Co_7W_6.

Programul experimental

Pentru cercetarea experimentală a structurii și caracteristicilor mecanice ale aliajelor de tip stelit s-au elaborat aliajele prezentate în tabelul 1, destinate fabricării unor repere cu rezistență mare la coroziune și la uzare destinate instalațiilor de tăiat fibre de vîscoză la fabricile de fibre artificiale celulozice și pentru reactoarele de sinteză a poliesterilor.

Aliajele au fost elaborate într-o instalație de topire prin inducție de 25 kg, la frecvența medie de 8 000 Hz. În încărcătură s-au folosit cobalt electrolitic (99,9% Co), crom electrolitic (99,9% Cr), ferowolfram (84% W), feroniobiu (65,5% Nb), ferotitan (33% Ti), astfel dozate încît conținutul de fier al aliajului să nu depășească limitele admise de fier (max. 5%). Pentru carburarea băii metalice s-au utilizat sfărîmături de electrozi de grafit. La sfîrșitul elaborării baia metalică a fost menținută sub perdea protectoare de argon pentru a se asigura degazarea avansată prin eliminarea azotului și hidrogenului dizolvate în topitură.

Pentru turnarea pieselor și reperelor experimentate, s-a aplicat procedeul de turnare în forme ceramice și în forme cu amestecuri autoîntăritoare pe bază de rășină sintetică urelit.

Studiul compoziției și morfologiei carburilor din aliajele experimentate s-a realizat cu ajutorul microsondei electronice JXC — 55 A.

Structura metalografică pe bază de cobalt tip stelit

În figura 1 se prezintă imaginea de electroni împrăștiați (BEI) de compoziție a aliajului *A* (tab. 1), în care se observă o densitate mare de carburi rotunjite și alungite în matricea de soluție solidă pe bază de cobalt. În figura 2 se prezintă aceeași imagine mărită de 2 600 x, în care se remarcă cristale fine și alungite de carburi de crom, rezultate din transformarea secundară a carburilor primare.

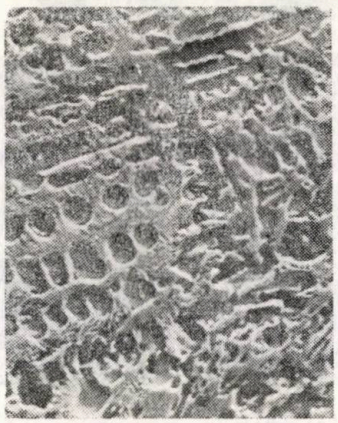


Fig. 1

Structura aliajului caracterizat printr-un conținut de 2,6—2,8% C indică prezența carburilor de crom alungite de culoare închisă și carburilor de wolfram de culoare deschisă. Acestea din urmă au dimensiuni mici (sub 10 μm), sînt aglomerate și prezintă aspect de creștere dendritică (fig. 3).

Aliajele de tip stelit se pot suda în condiții bune cu piese din oțel anticorosiv sau aliaje cu bază nichel (Hastelloy), ceea ce prezintă un deosebit avantaj în obținerea de suprafețe dure cu capacitate mare de tăiere, aplicate prin sudare pe suporți din oțeluri anticorosive sau aliaje cu bază nichel. Ca material de adaos

Tabelul 1

Compoziția chimică a aliajelor pe bază de cobalt experimentate, %

Aliajul	C	Si	Cr	W	Nb	Ti	Co	Fe max.	*HRC*	Destinația
A	1,50—1,60	0,20—0,30	28—30	8—9,5	0,5	—	R	2—3	48—52	Cuțite de tăiat celofibră
B	2,60—2,80	0,40—0,50	31—32	12—13	1,10—1,25	0,35—0,45	R	1—3	53—54	Pastilă dură pentru contracuțit la fabrica de celofibră

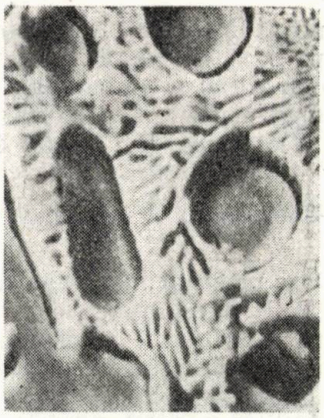


Fig. 2

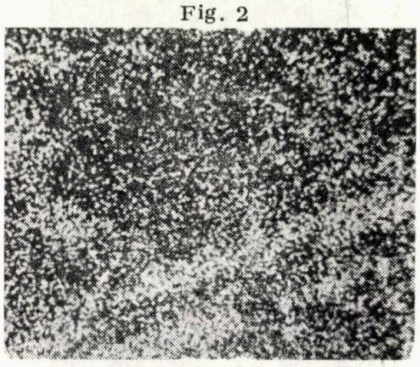


Fig. 3

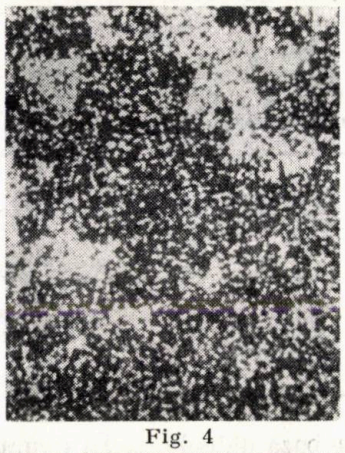


Fig. 4

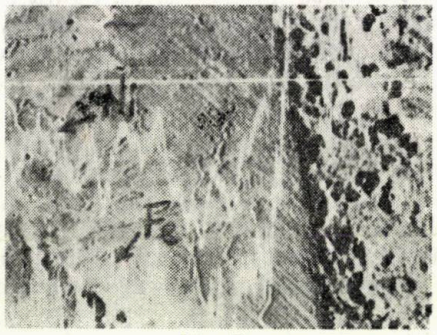


Fig. 5

pentru sudură se pot folosi electrozi din oţel anticorosiv sau din Hastelloy.

În figura 4 se prezintă o zonă de îmbinare prin sudare cu electrod de oţel anticorosiv. În partea stîngă a imaginii se observă repartiţia cobaltului în piesa de stelit. Figura 5 prezintă repartiţia NiKα şi FeKα în cele două zone, din care se constată lipsa nichelului şi fierului în stelit şi prezenţa acestora în oţelul anticorosiv.

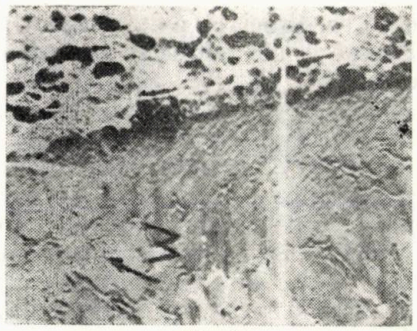


Fig. 6

În figura 6 se prezintă repartiţia WKα, din care se constată conţinutul ridicat de wolfram al stelitului (12—13%).

Compatibilitatea prin sudare a reperelor turnate din stelit cu electrozi din oţel anticorosiv sau din aliaje tip Hastelloy a permis autorului să realizeze un mare număr de repere cu aplicaţii în confecţionarea utilajelor folosite în industria chimică şi a fibrelor artificiale celulozice.

Eficienţa economică a asimilării tehnologiei de obţinere a aliajelor pe bază de cobalt, tip stelit

Punerea la punct a tehnologiilor de elaborare în cuptoarele cu inducţie şi de turnare de precizie a reperelor din stelit prezintă un deosebit avantaj în reducerea eforturilor valutare pentru importul acestor repere. Totodată, se pot recicla prin retopire reperele uzate sau materialele refolosibile rezultate din producţia proprie, ceea ce se soldează cu economii apreciabile de elemente de aliere deficitare şi costisitoare, provenite din import, în special cobalt, crom metalic, wolfram ş.a.

În prezent, colectivul efectuează cercetări pentru găsirea unor noi compoziţii de aliaje, cu conţinuturi mai reduse de cobalt, cu performanţe egale cu acelea ale aliajelor clasice.

În acest sens, este posibilă înlocuirea în proporţie însemnată a cobaltului cu nichel, datorită proprietăţilor acestor două metale de a forma soluţii solide.

Înlocuirea în anumite limite (15—30%) nu afectează în mod sensibil rezistenţele la uzare şi la coroziune ale aliajelor de înlocuire.

BIBLIOGRAFIE

[1] Himuşin, F. F. — *Oţeluri şi aliaje refractare.* Moscova, Metallurghia, 1969, p. 749.

[2] Rivlin, V. G. şi Raynor, G. V. *Phase equilibria in iron ternary alloys. Critical evaluation of constitution of chromium-iron-nickel system.* În : International Metals Reviews, Anglia, vol. 25, nr. 1, 1980, p. 21—37.

[3] Hanson, M. şi Anderko, K. — *Constitution of binary alloys,* New-York, Mc. Graw-Hill, 1958.

[4] x x x — *Procedeu de obţinere a aliajelor pe bază de cobalt.* Brevet de invenţie R.S.R. nr. 75041.

[5] x x x — *Aliaj pe bază de cobalt şi procedeu de obţinere a acestuia.* Brevet de invenţie R.S.R. nr. 75970.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 12, 1985

Mecanismul de acţionare a adaosurilor organice de aglomerare, p. 5 — Uscarea concentratului de flotaţie în uscătoarele rotative cu lanţ, p. 7 — Cocsificări experimental-industriale ale şarjelor cu conţinut ridicat de cărbuni slab aglutinanţi sau neaglutinanţi brichetate parţial, p. 9 — Caracterizarea ecologică a procesului combinat de pregătire termică a şarjei de cărbune şi de stingere a cocsului, p. 11 — Folosirea cărbunilor cu grad scăzut de metamorfoză pentru obţinerea produselor refractare cărbunoase de furnal, p. 13 — Metodologia determinării cantităţilor de degajări de substanţe nocive din turnul de stingere, p. 16 — Randamentul de gaz de cocs din cărbuni şi din şarjă, p. 18 — Instalaţie hidraulică de basculare, p. 23 — Măsurarea şi reglarea sarcinilor pe arcurile tiranţilor superiori de ancorare transversali ai bateriilor de cocsificare, p. 26 — Creşterea siguranţei părţii electrice a maşinilor de cocs, p. 27 — Unificarea utilajelor pentru încălzirea bateriilor de cocsificare, p. 29 — Motorul electric asincron reglabil al maşinilor de cocs, p. 31 — Mecanismul tăierii pilotului de cocs, p. 34 — Modernizarea maşinii de turnare pentru produsele chimice, p. 35— Rolul bacteriilor în îndepărtarea benzpirenului din apele reziduale de la uzinele cocsochimice, p. 38.

Stahl und Eisen, R. F. G., nr. 25/26, 1985

Rezultatele cercetărilor ştiinţifice efectuate în laboratorul de cercetare a spaţiului cosmic, Spacelab, p. 21 — Turnarea asistată de calculator, p. 31 — Imbunătăţirea şi probarea siguranţei la sudură pentru repararea elementelor de construcţie de dimensiuni mari din oţel turnat, p. 39 — Experienţa de exploatare cu o nouă generaţie de instalaţii pentru insuflarea prafului de cărbune în furnale, p. 43 — Evacuarea directă a convertizorului prin măsurarea forţelor electromagnetice (FEM) — cu sublancea în convertizorul LD, p. 51 — Factori de influenţă asupra comportării la rupere a şinelor, p. 59 — Formarea striaţiilor pe şine, p. 65 — Noi reglementări pe piaţa oţelului, în cadrul Comunităţii Europene, începînd cu data de 1 ianuarie 1986, p. 71 — Festivitate în cinstea construirii clădirii Uniunii Siderurgiştilor din R. F. G., p. 79 — Nou din trecut : Cauperul în uzina de furnale de odinioară. Franzenshütte, p. 88.

Stahl und Eisen, R. F. G., nr. 1, 1986

Perspective economice pentru 1986, p. 19 — Noi procedee de turnare continuă a oţelului : stadiul turnării continue orizontale, p. 25 — Metalurgia şi tehnologia elaborării oţelului electric — dezvoltarea şi importanţa actuală, p. 35 — Conferinţă asupra practicii de întreţinere, 1985, p. 45 — Tribologia — teorie şi practică, p. 48 — Schimbătoare de căldură — regeneratoare pentru preîncălzirea aerului de combustie de la caupere, p. 51 — Încercări privind rezistenţa în exploatare a construcţiilor marine în apa mării, p. 55 — Măsuri de adaptare a structurii în industria de oţel electric japoneză, p. 63 — Inaugurarea Universităţii Tehnice Metalurgice Clausthal, p. 69 — Nou din trecut : Aniversările siderurgice în anul 1986, p. 76.

Revue de Métalurgie — C.I.T., Franţa, nr. 7, 1985

Încercări de încărcare a furnalului nr. 6 la uzina Patural a societăţii Sollac, p. 523 — Reparaţia căptuşelilor convertizoarelor prin torcretare cu flacără, p. 535 — Circuitele de apă la turnarea continuă, p. 545 — Studiul asimetriei grinzilor cu ajutorul simulării cu plastilină. Punerea la punct a unui captator industrial, p. 559 — Punerea la punct a unui nou mod de reglare a grosimii la laminoarele de benzi la cald, p. 566 — Valorificarea gazelor siderurgice : utilizare internă sau comercializare? Posibilităţi de comercializare (I), p. 573 — Analiza în flux. Studii efectuate în Europa, p. 583 — Punerea la punct a măsurării nivelului în cristalizorul de tip creion şi influenţa sa asupra bunului mers al turnării continue, p. 591.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 10, 1985

Făurirea unei noi puteri industriale în S.U.A., p. 13 — Cuptor cu consum de energie optimizat, p. 16 — Un nou cuptor de încălzire de 300 t/h la uzina Domnarvet a Societăţii SSAB, p. 23 — Întreţinerea cilindrilor de laminor prin strunjire, p. 29 — Automatizarea cocseriei nr. 1 de la Hoogovens, p. 38 — Turnarea continuă orizontală a oţelului inoxidabil la societatea Kobe Steel, p. 50 — Noul utilaj al societăţii Quanex cuprinde o maşină de turnare continuă rotativă, p. 67 — Modernizarea completă a maşinii de turnare continuă în timpul întreruperii de două săptămîni la societatea Timken, p. 69.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 11, 1985

Controlul prin calculator al temperaturii de înfăşurare a benzii laminate la cald, prin stropire variabilă cu flux laminar p. 21 — Punerea la punct a procedeului NK—AP de rafinare în oală la uzinele Fukuyama, p. 29 — Controlul grosimii benzii la laminarea la cald, p. 34 — Elaborarea continuă a oţelului în cuptorul electric — procedeul CONSTEEL, p. 44 — Aplicarea simulării pe calculator la laminarea barelor şi sîrmei la temperatură scăzută, p. 48 — Sisteme de stabilizare a reţelelor electrice în uzinele siderurgice, p. 53 — Sistemele de experţi şi inteligenţa artificială, p. 58 — Anticipare la raportul AISE privitor la proiectarea şi funcţionarea unei oale şi regulile de utilizare ale acesteia, p. 63.

Stal, U.R.S.S., nr. 11, 1985

Influenţa unghiului de înclinare a cuvei furnalului asupra presiunii laterale a încărcăturii furnalului, p. 5 — Adaptarea la furnalul de 2000 m^3 a primului dispozitiv sovietic de încărcare fără con şi a tehnologiei de topire cu folosirea acestuia, p. 7 — Aspectele economice şi organizatorice ale problemei micşorării consumului de cocs în producţia de furnal, p. 13 — Suflarea combinată a metalului cu introducerea gazului neutru prin fundul convertizorului, p. 16 — Tratarea oţelului slab aliat cu gaze inerte prin dopuri poroase din fundul oalei, p. 21 — Dezoxidarea şi microalierea cu aluminiu a lingourilor mari retopite electric sub zgură, p. 23 — Îmbunătăţirea calităţii oţelului SH15-SD, p. 24 — Influenţa condiţiilor de solidificare asupra structurii dendritice şi segregaţiei elementelor în lingourile REZ, p. 25 — Automatizarea retopirii electrice sub zgură, p. 29 — Neomogenitatea dintre fracţii a feroaliajelor pe bază de crom, mangan şi siliciu, p. 31 — Studierea proceselor de dezintegrare ale dispersării şi activării feroaliajelor explozive şi inflamabile, p. 36 — Sistemul de comandă a motoarelor principale ale slebingului, p. 37 — Optimizarea regimului de temperatură-viteză a laminării la cald pe laminoarele continue de bandă lată pe NSS, p. 40 — Asimilarea sudării benzilor pe laminorul fără sfîrşit, p. 44 — Studierea variaţiilor eforturilor dintre caje pe laminorul pentru profile mijlocii de 450, p. 47 — Modelarea digitală a procesului termic de laminare la cald a benzilor, p. 49 — Compararea proceselor de obţinere a bimetalelor prin laminare şi refulare, p. 50 — Asimilarea tehnologiei de tragere a ţevilor pe dornuri conice, p. 52 — Perfecţionarea tehnologiei de producţie prin sudare cu curenţi de frecvenţă înaltă a ţevilor sudate longitudinal, p. 54 — Controlul tehnologic al mărimii grăunţilor ţevilor de precizie după tratamentul termic, p. 55 — Perfecţionarea producţiei de ţevi deformate la rece, p. 55 — Automatizarea şi mecanizarea operaţiilor tehnologice, p. 60 — Oţelul 10H14G14N4T aliat economic, rezistent la coroziune, cu microadaosuri, p. 63 — Influenţa incluziunilor sulfuroase asupra deformării şi distrugerii oţelului ON6 rezistent la rece, p. 65 — Cercetarea procesului de întindere a

benzilor din oţel electrotehnic, anizotropic la recoacere, ca obiect de comandă, p. 69 — Elaborarea şi asimilarea unei noi tehnologii de călire a bilelor de moară din căldura de laminare, p. 71 — Călirea izotermică a cormanelor de plug din oţel cu un singur strat, p. 72 — Formarea structurii stabile a aliajelor din pulberi pe bază de nichel, p. 73 — Segregarea carbonului în oţelurile din pulberi de oţel rapid, p. 77 — Estimarea capacităţii de producţie a obiectivelor siderurgice cu folosirea calculatoarelor electronice, p. 79 — Perfecţionarea construcţiei şi a funcţionării termice a cuptoarelor cu trecere continuă ale laminorului de bandă lată, p. 84 — Modernizarea instalaţiilor de ardere a cuptoarelor de var cu cuvă, p. 86 — Particularităţile metodologice ale elaborării normelor privind necesarul de cabluri, p. 89 — Metoda analizei şi reglării comutărilor maşinilor mari de curent continuu, p. 91 — Influenţa lubrifiantului tehnic sintetic asupra compoziţiei apelor reziduale, p. 93.

Stal, U.R.S.S., nr. 12, 1985

Conducerea calităţii peletelor calcinate, prin modificarea proprietăţilor concentratului şi regimului de peletizare, p. 4 — Tehnologia de producere a peletelor complet autofondante din concentrat de zăcăminte feroase oxidate, p. 9 — Proprietăţile metalurgice ale aglomeratelor superbazice, p. 11 — Utilizarea materialelor cu conţinut de fier la producţia de pelete oxidate, p. 13 — Dozarea cocsului de furnal cu corecţie după conţinutul de umiditate, p. 15 — Funcţionarea cu economie de energie a convertizoarelor la creşterea ponderii fierului vechi în şarjă, p. 20 — Producţia de oţel de calitate prin metoda topirii electrice sub zgură a peletelor metalizate în cristalizor, p. 22 — Influenţa vitezei de tragere asupra calităţii semifabricatelor turnate continuu, p. 26 — Compoziţii eficiente şi metode de producţie a modificatorilor complecşi cu conţinut de magneziu şi oxidanţi, p. 29 — Metode de perfecţionare a tehnologiei de producere a oţelului pentru tablă groasă, p. 32 — Particularităţile tehnologice ale laminării pe laminorul cu şase caje 1400, p. 36 — Rezerve de perfecţionare a tehnologiei de producţie a tablei din oţel plumbuite, p. 40 — Sistem unificat de răcire a cilindrilor de laminor de 1450 şi 1200, p. 43 — Producerea ţevilor din oţel — metale neferoase, p. 45 — Perfecţionarea tehnologiei de laminare a ţevilor pentru rulmenţi de precizie ridicată, p. 47 — Reducerea deşeurilor la producţia de produse metalice mărunte, p. 49 — Producţia de oţel calibrat SH15 broşat cu diametrul 10—15 mm în colaci de 0,4 t, p. 51 — Tehnologia producerii aliajului 26H15X.M.Iu tras la rece, cu coercitivitate ridicată, p. 52 — Metalurgia pulberilor. Rezultate şi probleme, p. 55 — Studierea procesului de formare a structurii oţelului H6V3 M sinterizat în cuptor, p. 59 — Reutilarea tehnică şi reînnoirea principalelor fonduri de producţie din siderurgie, p. 62 — Ridicarea eficienţei de utilizare a magneziului în producţia metalurgică, p. 67 — Experienţa introducerii arzătoarelor cu preamestecare parţială, p. 71 — Utilizarea atmosferei controlate monogaz în cuptoarele electrice cu cuvă, fără mufă, p. 73 — Ridicarea eficienţei folosirii resurselor de combustibili şi energetice secundare, p. 75 — Economia resurselor de combustibili şi energie în Combinatul metalurgic din Karaganda, p. 77 — Utilizarea resurselor energetice secundare pentru producerea energiei electrice, p. 79 — Utilizarea gazului rezidual pentru încălzirea tunelelor de dezgheţare, p. 81.

Metallurghiceskaia i gornorudnaia promîşlennosti, U.R.S.S., nr. 4, 1985

Experienţa de exploatare a furnalelor cu volum de 3200 m^3 la Combinatul metalurgic din Novolipeţk, p. 3 — Formarea crustelor aderente în furnalele Combinatului Krivorojstali, p. 4 — Utilaj modern şi tehnologia de reparare a căptuşelii oalei pentru fontă lichidă, p.6 — Eficienţa îndepărtării zgurei din oalele pentru fontă lichidă şi de turnare în condiţiile Combinatului Azovstali, p. 8 — Lichidarea urmărilor depunerii cocsului în bateria de volum 41,6 m^3, p. 10 — Particularităţile formării zgurei la folosirea la procedeul Martin a deşeurilor de căptuşeală carbonică uzată de la electroliza aluminiului, p. 11 — Topirea oţelului pentru şine în convertizoare de 250 t, utilizînd fontă cu 0,07 % Mn, p. 13 — Eficienţa aplicării acoperirii metaloceramice pentru protecţia lingotierelor pentru roţi, p. 15 — Lingotiere pentru lingourile din oţel special cu masă mare, p. 16 — Elaborarea şi introducerea noii tehnologii de dezoxidare cu aluminiu în oală a oţelului destinat semifabricatelor pentru ţevi, p. 17 — Funcţionarea cuptorului tandem pentru elaborarea oţelului cu contracurent, p. 18 — Metode de micşorare a consumului de oţel pentru armături, p. 20 — Nouă tehnologie de producere a profilelor îndoite decupate, p. 22 — Elaborarea şi experiementarea noii metode de îmbunătăţire a formei semifabricatului pe laminoarele de tablă, p. 23 — Perfecţionarea tehnologiei de producere a profilului pentru veriga mobilă a buclei uşii automobilelor Kam AZ, p. 24 — O nouă linie în flux mecanizat de ajustare a ţevilor petroliere, p. 25 — Căi de îmbunătăţire a calităţii ţevilor, p. 27 — Perfecţionarea construcţiei lingoului pentru laminarea ţevilor pe laminoare Pilger, p. 28 — Asimilarea tehnologiei de producere a burlanelor de tubaj fără mufe, cu rezistenţă şi etanşeitate ridicate, p. 30 — Influenţa neuniformităţii sleburilor asupra structurii şi proprietăţilor laminatului, p. 31 — Tendinţa de fragilitate şi îmbătrînire a oţelului O8G2SFT la ţevile cu două straturi sudate elicoidal, p. 33 — Structura şi proprietăţile oţelului beton cu conţinut scăzut de carbon în colaci după metodele de răcire într-una sau două trepte, p. 34 — Estimarea statistică a calităţii armăturilor durificate termic, p. 36 — Structura şi proprietăţile nodurilor de sudură ale ţevilor din oţel 20, durificate prin tratament termomecanic, p. 37 — Cercetarea cineticii descompunerii austenitei din oţelul 36HTR, p. 39 — Proprietăţile tehnologice de sudare ale sîrmei din oţel 08G2S, fabricată după tehnologia fără recoacere, p. 40 — Determinarea complexului de caracteristici termofizice ale materialelor refractare mulitocorindonice în procesul de recoacere, p. 41—Beton refractar pe baza deşeurilor din producţia de refractare pentru vetrele cuptoarelor adînci de încălzire, p. 43 — Ridicarea eficienţei utilizării autobasculantelor cu capacitate de ridicare mărită, p. 44 — Direcţiile principale ale reutilării tehnice ale subramurii extractive a Ministerului Siderurgiei al R. S. S. Ucraineene în al XII-lea cincinal, p. 46 — Jocurile în nodul excentric al concasoarelor conice KMDT-2200, p. 48 — Căile de ridicare a siguranţei şi fiabilităţii roţilor vagoneţilor de mină, p. 49 — Asimilarea producţiei de pelete cu conţinut de magneziu, p. 50—Căile de creştere a calităţii semifabricatelor pentru roţi, p. 52 — Perfecţionarea montajului acţionărilor laminoarelor cu roţi dinţate în V şi mufe dinţate, p. 54 — Metodă de ridicare a rezistenţei la uzură a elementelor lanţurilor de zală ale excavatoarelor, p. 56 — Recondiţionarea acelor uzate de cale ferată prin încărcarea prin sudare texturată cu sîrmă din pulberi, p. 57 — Cercetarea stării de tensionare-deformare a furcii articulaţiei cardanice, p. 58 — Rezerva de micşorare a cheltuielilor la reparaţii şi deservirea tehnică a utilajelor în secţiile de furnale, p. 60 — Organizarea stimulării economice în întreprinderile de material mărunt, p. 63 — Sistem automatizat de control al parametrilor tehnologici şi economico-organizatorici ai funcţionării laminoarelor continue pentru ţevi, p. 64 — Controlul statistic şi reglarea nivelului de rezistenţă a lingotierelor pentru slebing, p. 67 — Îmbunătăţirea microclimatului pe platformele de lucru ale agregatelor de topire a oţelului, p. 69 — Uscarea radiantă-conductivă a materialelor fin dispersate, p. 70.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 11, 1985

Perfecţionarea conducerii subansamblului de încărcare la maşina de aglomerare, p. 8 — Repartizarea raţională a încărcăturii la gura de încărcare a furnalelor cu volum mare, p. 9 — Reparaţia capitală de gradul I a furnalului de 1719 m^3, p. 12 — Cecetarea şi elaborarea algoritmilor raţionali de conducere a proceselor de elaborare electrică a oţelului, p. 16 — Controlul în etape al respectării tehnologiei de elaborare a oţelului, p. 19 — Turnarea continuă a oţelului cu folosirea răcitoarelor neconsumabile, p. 20 — Căptuşirea combinată a peretelui posterior de la cuptorul Martin, p. 22 — Livrarea laminatelor cu valori garantate ale proprietăţilor mecanice, p. 24 — Formarea indicatorilor de calitate ai pro-

filelor în T, p. 26 — Utilizarea izolației termice din fibre la bolțile cuptoarelor cu vatră păşitoare, p. 27 — Modernizarea casetelor cu cilindri verticali pentru laminarea barelor pe laminorul 600, p. 29 — Dispozitiv pentru filetarea mufelor, p. 31 — Reconstrucția dispozitivului de centrare al agregatului de zincare la cald, p. 32 — Modernizarea instalației de ultrasunete „VINT", p. 33 — Reducerea volumului de muncă manuală în întreprinderile VPO „Soiuzmetallurgprom", p. 34 — Epurarea prin flotație a apelor reziduale din secțiile de laminare, p. 35 — Perfecționarea conducerii calității în siderurgie, p. 36 — Funcționarea întreprinderilor siderurgice în condițiile experimentului economic, p. 38 — Optimizarea încărcării statice a vagoanelor „MPS" la transportarea metalului și a materiilor prime din întreprinderile MINCERMET-U.R.S.S, p. 40.

Iz. VUZ. Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 11, 1985

Prognozarea structurii și proprietăților termodinamice ale topiturilor sistemului $CaO-SiO_2$, prin metoda Monte-Carlo, p. 1 — Transformarea suprafeței pentaoxidului de niobiu și a hematitei la sublimarea în atmosferă inertă, p. 4 — Intensificarea reducerii termice cu carbon a fierului, p. 6 — Separarea fontei de zgură în jgheabul principal al furnalului, p. 11 — Influența electroliților asupra forței de interacțiune a particulelor materialelor pulverulente la peletizare, p. 15 — Utilizarea diferitelor tipuri de combustibil la aglomerarea fondantului complex, p. 18 — Rezultatele modelării matematice a proceselor cu aport de căldură la prelucrarea în afara cuptorului, p. 21 — Dezoxidarea cu aluminiu, magneziu și ceriu a aliajelor de fier cu conținut ridicat de carbon, p. 25 — Cercetarea legităților de formare a conglomeratelor mari de incluziuni nemetalice la dezoxidarea oțelului cu metale ale pămînturilor rare, p. 28 — Mecanismele de formare a porilor la solidificarea topiturilor, p. 32 — Caracteristicile termodinamice ale tratării în vid a topiturilor nichel-mangan, p. 34 — Influența azotului asupra caracteristicilor descărcării în arc cu presiune redusă la topirea metalului în atmosferă de argon, p. 37 — Hidrodinamica și transferul de căldură într-o peliculă lichidă din secțiunea frontală a unui cilindru rotativ, p. 40 — Problema eurgerii metalului la presarea țevilor pe dorn, p. 44 — Dezvoltarea neuniformității axiale la laminarea oțelurilor pentru țevi, p. 48 — Analiza posibilităților laminării mai multor lingouri, p. 51 — Metode de ridicare a eficienței laminării tablei în domeniul toleranțelor negative, p. 54 — Cercetarea calității țevilor obținute prin presarea unor semifabricate cu mai multe straturi și prin laminarea elicoidală, p. 57 — Optimizarea calității laminatului de oțel în sistem automatizat de conducere a procesului tehnologic, p. 60 — Influența tensiunilor remanente asupra limitei de rezistență, p. 62 — Modelarea condițiilor de temperatură ale proceselor de prelucrare a metalului prin presare, p. 66 — Modelul biparametric de durificare a metalelor prin deformarea la rece, p. 69 — Determinarea și prognozarea rezistenței deformării oțelurilor și aliajelor la temperaturi înalte, p. 74 — Calculul pe etape al tensiunilor și deformațiilor la trefilarea profilelor rotunde, p. 77 — Calculul procesului de extruziune a semifabricatelor din pulberi prin matriță conică, p. 81 — Instalație pentru modelarea fizică a proceselor de prelucrare a metalelor prin presare, p. 85 — Difuzia în aliajele metalice amorfe. Metode și rezultate. Rezumat, p. 87 — Topirea locală, p. 99 — Influența manganului asupra solubilității fazei carbidice în oțelul de tip 50H6MF2B, p. 103 — Cercetarea analitică și experimentală a cristalizării izotermice la formarea acoperirilor de titan pe oțel, p. 106 — Estimarea rezistenței dinamice la fisurarea oțelurilor pentru matrițe la deformarea la rece, p. 109 — Obținerea straturilor rezistente la cementarea cu laser a oțelului, p. 112 — Cîteva legități de amortizare a oscilațiilor în aliajele bifazice, p. 115 — Cercetarea experimentală a cedării de căldură de către flacără la o suprafață plată din cameră, p. 119 — Determinarea coeficientului formei pentru grătarele masive de regenerator, p. 122 — Elaborarea și cercetarea sistemului de comandă pe model matematic la cuptorul cu vatră păşitoare, p. 126 — Morfologia incluziunilor și proprietățile oțelurilor de țevi modificate cu seleniu, p. 129 — Absorbția hidrogenului sulfurat în oțelul silicios, p. 130 — Metodica estimării proprietăților de temperatură ridicată ale minereurilor feroase, p. 131 — Cercetarea procesului de prelucrare a jetului de metal cu hidrocarburi gazoase, p. 132 — Parametrii exploziei pulberii de feromagneziu în prezența gazului combustibil, p. 133 — Repartizarea elementelor de aliere pe grosimea peretelui țevilor bimetalice turnate centrifugal, p. 133 — Dependența rezistenței coeziunii straturilor de starea energetică a suprafețelor de contact la placarea bimetalelor, p. 134 — Determinarea nivelului efectiv al tensionării benzii în partea posterioară la deformarea ei între cilindrul fix și cel de antrenare, p. 135 — Plasticitatea ridicată a aliajului Fe—23% Cr—15% Co—1% Ti pentru magneți permanenți, p. 137 — Influența regimurilor tratamentului termic al oțelului 5HNM asupra creșterii fisurilor de oboseală, p. 138 — Cinetica transformării austenitei în oțelul din pulberi JGr 1D9 pînă la și după îmbibarea cu cupru, p. 139 — Transformarea austenitei în oțel 20G2R la răcire continuă, p. 140 — Saturarea multicomponentă a oțelului cu elemente formatoare de carburi, p. 141 — Influența adaosurilor de înlocuire asupra modulului de elasticitate normală al niobiului, p. 142.

Iz. VUZ. Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 12, 1985

Cinetica interacțiunii cărbunelui și oxigenului dizolvate în fier lichid, p.1 — Particularitățile descrierii matematice a procesului de modificare a fontei cu magneziu, p. 5 — Metodele potențiometrică și conductometrică a controlului nivelului și umidității șarjei de aglomerare, p. 9 — Programe forțate — ciclice ale încărcării furnalului, p. 13 — Influența deplasării și repartizării materialelor și a gazului asupra structurii coloanei materialelor de șarjă, p. 17 — Sinteza algoritmului de comandă al regimurilor de tranziție ale topirii în furnal, p. 20 — Influența regimului de zgură al perioadei de dezoxidare a șarjei în cuptorul Martin asupra conținutului de hidrogen în metal, p. 22 — Metodologia viscozimetriei la temperatură înaltă, p. 27 — Construcția garnisajului de zgură al lingourilor topite electric sub zgură, p. 34 — Îndepărtarea azotului din fier decarburat, prin vidarea în jet, p. 39—Calculul particularităților degajărilor de căldură prin contact, la estimarea regimului de temperatură al laminării la rece, p. 44 — Cercetarea prelucrabilității defectelor de suprafață ale metalului la laminare, p. 48 — Formarea profilului benzii laminate la cald, sub influența răcirii neuniforme dintre caje, pe lățimea ei, p. 51 — Laminarea benzilor netede, p. 54 — Formarea stratului de lubrifiere pentru trefilare în prezența acoperirii cu strat portlubrifiant, p. 57 — Mărirea rezistenței la uzură a oțelului 110G13L cu ajutorul alierii complexe, p. 59 — Modelarea matematică a frecării la prelucrarea metalelor prin presiune. Comunicarea 2, p. 63 — Mecanismul deformării și distrugerii aliajului 36NHT1u, p. 67 — Formarea microdegradărilor pe suprafața de laminare a roților de cale ferată monolit, laminate p. 17 — Influența regimului de răcire din căldura de laminare asupra durității inelelor de rulment, după recoacere, p. 75 — Influența arsenului asupra oxidării oțelurilor slab aliate la temperaturi înalte, p. 76 — Proprietățile oțelurilor turnate, slab aliate, rezistente la uzură, p. 79 — Studierea rezistenței stabilității interstițiilor plăcilor de sprijin ale aparatelor de presiune înaltă, p. 81 — Proprietățile fizico-mecanice și structura oțelului 03H11N10M2T martensitic îmbătrînibil după îmbătrînire, p. 84 — Influența bilanțului sulfului, magneziului și calciului asupra plasticității tehnologice a aliajului refratcar HN65VMT1u, p. 87 — Influența aluminiului asupra solidificării componentelor structurale la fontele dure, p. 91 — Determinarea prin calcul a densității reale a peletelor din minereu de fier, p. 94 — Perfecționarea metodologiei de determinare a indicatorilor de peletizare a materialelor dispersate, p. 96 — Cercetarea duzelor cu canale difuzor convergente pentru încălzitoarele de aer pentru furnale, p. 101 — Calculul regimului de căldură al încălzirii electrice a vacuumatorilor, p. 104 — Determinarea parametrilor de încălzire a lingourilor la intensificarea

schimbului de căldură, p. 109 — Studierea preciziei de deplasare a mecanismelor de tragere cu șurub a lingoului la cuptoarele cu jet de electroni cu un dispozitiv de stabilire a jocului, p. 113 — Metodologia estimării eficienței prelucrării în convertizoarele cu oxigen a fontei cu conținut scăzut de mangan, p. 116 — Analiza, cercetarea și perfecționarea structurii organizatorice a conducerii Combinatului metalurgic Ilici, p. 119 — Unificarea metodologiei de analiză a proceselor dinamice, p. 122—Estimarea intensității muncii în întreprinderile metalurgice, p. 126 — Dizolvarea varului în zgura cu vanadiu, de convertizor, p. 129 — Metodologie și dispozitiv pentru cercetarea legităților reducerii comune a fierului, nichelului și cromului din topitura de oxid, cu ajutorul agenților reducători supraîncălziți, p. 130— Modelarea proceselor de deformare la cald, p. 131 — Modelul porozității scăzute axiale a lingoului de forjă, p. 131 — Cercetarea proceselor de deformare a materialelor cu înregistrarea semnalelor acustice, p. 132 — Aproximarea deformărilor plastice ale țevilor la profilarea cu role, p. 133 — Determinarea cantității de produse metalice de calitate superioară, p. 134.

Ogneuporî, U. R. S. S., nr. 11, 1985

Cercetarea stabilității termice a cărămizilor silica, în condiții de laborator, p. 5 — Structura și fluajul materialelor refractare mulitocorindonice, p. 9—Optimizarea proprietăților produselor badeleitice prin metoda de planificare simplex cu grilaj, p. 13 — Interacțiunea nitrurii de aluminiu cu aliajele pe bază de fier, p. 18 — Modificarea structurii poroase a pulberilor de hidroxid și a carbonatului bazic de beriliu la tratamentul termic, p. 20 — Defectoscopia cu ultrasunete a produselor refractare, p. 24 — Cercetarea caolinului din zăcământul de la Murzinsk, p. 29 — Îmbunătățirea calității refractarelor pentru boltă la combinatul metalurgic din Kuznețk, p. 36 — Creșterea rezistenței la uzură a corpurilor mari de la cuptoarele rotative, p. 40 — Experiența utilizării paharelor de șamotă și a închizătoarelor cu sertar, la turnarea oțelului inoxidabil, p. 44 — Influența factorilor termochimici asupra rezistenței căptușelii reactorului pentru temperaturi înalte, p. 47 — Standardele CAER referitoare la metodele de determinare a conductibilității termice a materialelor refractare, p. 56 — Indicații metodice cu privire la optimizarea indicatorilor de calitate ai produselor refractare cu destinație de mare importanță, p. 58.

Giesserei, R. F. G., nr. 25, 1985

Sistem de control al proceselor și procedeu de analiză a conducerii cuptorului prin aplicarea microprocesoarelor în cadrul topirii, p. 691 — Siguranța manipulării oalelor de turnare și ramelor de formare de către aparatele de ridicat, p. 696 — Universitatea tehnică Clausthal inaugurează crearea Centrului metalurgic, p. 701 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării sub presiune, partea 1 : Materialele și proprietățile materialelor turnate, p. 704.

Revue de Métallurgie — C.I.T., Franța, nr. 11, 1985

Zilele siderurgiei, organizate de ATS-rezumatele comunicărilor în limbile franceză și engleză, p. 89E — Insuflarea cărbunelui în furnalul nr. 2 de la uzina Dunkerque a societății Usinor, p. 789 — Desulfurarea oțelului în oală : sinteza rezultatelor teoretice și a celor obținute la scară industrială, p. 801 — Controlul aspectului suprafeței țaglelor la temperatură ridicată, p. 811 — Liniile de recoacere-decapare pentru oțelurile inoxidabile, p. 821 — Controlul incluziunilor prin analiza imaginilor, p. 833

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 9 1985,

Noi materiale utilizate în industria metalurgică ,p. 903 — Tehnologia de încălzire și de răcire utilizată în recoacerea continuă, p. 911 — Analiza asistată de calculator a operației de pornire a furnalului folosind un model dinamic, p. 933 — Analiza asistată de calculator a operației de oprire a furnalului folosind modele de simulare matematică, p. 941 — Viteza de evaporare și de absorbție a potasiului prin zgura de furnal, p. 949 — Utilizarea unor noi metode de încercare pentru evaluarea gradului de dezintegrare în timpul reducerii la temperatură scăzută cu oxid de carbon, p. 953 — Fabricarea oțelului inoxidabil cu conținut scăzut de fosfor, prin procedeul AOD, folosind fondanți Li_2CO_3—CaO—CaF_2—FeO, p. 963 — Analiza prin spectrometrie masică a vaporilor produși prin reacția de defosforare a fontei solide folosind fondanți Na_2CO_3 sau K_2CO_3—KCl, p. 970 — Dezvoltarea cuptorului de reîncălzire cu tuburi radiante deschise, p. 972 — Uzura de alunecare a oțelurilor cu crom cu conținut foarte mare de carbon, p. 977 — Efectul răcirii accelerate după laminarea controlată asupra rezistenței la fisurarea indusă prin hidrogen, p. 982 — Proprietățile mecanice ale sulfurilor de mangan în intervalul de temperatură cuprins între temperatura camerei și 1.000°C, p. 989 — Atacul hidrogenului produs prin metoda electrochimică folosind săruri topite, p. 999 — Sublance de luare a probelor prevăzută cu senzori cu oxigen, p. 1002 — Producerea de pulberi ultrafine de metale și materiale ceramice cu plasmă gazoasă reactivă din punct de vedere chimic, p. 1003.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 10, 1985

Activitatea de cercetare și învățământ la Universitățile din R.F.G. — situația actuală, probleme și perspective, p. 1009 — Măsurarea spațiului liber din paturile de minereu de fier granulat pentru aglomerare, p. 1016 — Influența clorurii de potasiu asupra reducerii oxizilor de fier, p. 1021 — Distribuția fosforului între topiturile de CaO—CaF_2—SiO_2 și fierul saturat cu carbon, p. 1025 — Distribuția de echilibru a fosforului între zgurele care conțin MnO, BaO și Na_2O și fierul saturat cu carbon pentru pretratamentul fontei lichide, p. 1031 — Influența silicei asupra reducerii gazoase a wustitei cu amestecuri de H_2, CO și H_2—CO, p. 1036 — Influența carbonului asupra forjabilității la cald a oțelurilor slab aliate în stare brut turnată, p. 1045 — Influența conținutului de mangan și a încălzirii asupra fragilității la revenire a pieselor turnate din oțel 2 1/4 Cr — 1 Mo, p. 1053 — Producerea de țevi fără sudură din oțel slab aliat de înaltă rezistență, pentru construcții marine și de conducte prin călire directă și revenire, p. 1059 — Microstructura și proprietățile mecanice ale sîrmei din austenită metastabilă în sistemul Fe—Mn—Cr—Al—C, produsă prin metoda de centrifugare în apă, p. 1069.—Analiza suprafeței de rupere la oboseală a oțelului maraging 18Ni, p. 1078 — Proprietăți de încercare la fluaj ale aliajelor rezistente la temperaturi înalte pe bază de nichel, în două medii de heliu impur care provin de la un reactor de temperatură înaltă răcit cu gaz (HTGR), p. 1087 — Sistem pentru controlul combustiei la cuptoarele de cocsificare, p. 1097 — Torcretarea cu flacără pentru repararea convertizoarelor cu insuflare de oxigen, p. 1098.

Giesserei, R.F.G., nr. 21, 1985

Automatizarea controlului materialelor, p. 599 — Al 3-lea Congres internațional al constructorilor de modele din Oxford, p. 604 — Sinteză bibliografică anuală asupra protecției mediului înconjurător, p. 607.

Giesserei, R.F.G., nr. 22, 1985

Experimente de solidificare în cadrul misiunii R.F.G. Spacelab D1, p. 623 — Contribuții la procedeul : sticlă solubilă — CO_2, p. 626 — Sinteză bibliografică anuală asupra materialelor de formare (urmare 22). Partea a 2-a : Procedee de formare cu materiale de formare, materiale de acoperire neliate cu argilă, p. 635 — Sinteză bibliografică anuală asupra materialelor de formare (urmare 22). Partea a 3-a : Procedee de control, defecte de turnare condiționate de materialele de formare, p. 642.

Giesserei, R.F.G., nr. 24, 1985

Model de simulare în vederea investigării coordonării capacităților de formare și topire, p. 667 — Presiune și posibilități pentru crearea unor sisteme integrate de asigurare a calității în turnătorii — Partea a 3-a : Sistemul de asigurare a calității, p. 672 — Înregistrarea consumului de energie și controlul aprovizionării cu ajutorul automatizării, p. 676 — Sinteză bibliografică anuală asupra procedeelor de analiză chimică (urmare 22), p. 681.

Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 5, 1985

Compusul KCN ca precursor catalitic în reacţia dintre cocs şi bioxid de carbon, p. 203 — Procent de absorbţie a azotului în fierul topit. Experimentare (I), p. 209 — Procent de absorbţie a azotului în fierul topit. Model matematic (II), p. 221 — Structurile suprafeţei oţelurilor inoxidabile turnate în lingotieră şi turnate continuu, p. 233.

Giesserei, R. F. G., nr. 26, 1985

Metalele — acesta este viitorul, cuvîntare ţinută cu ocazia deschiderii lucrărilor celui de-al 52-lea Congres internaţional asupra turnătoriei, p. 719 — Al 52-lea Congres internaţional asupra turnătoriei — pentru prima dată în Australia, p. 721 — Referate de specialitate prezentate cu ocazia celui de-al 52-lea Congres internaţional asupra turnătoriei, p. 727 — Grătarul Vischer sau al primăriei din Nürnberg. Poate fi reconstruită opera de artă pierdută, p. 739 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnătoriei ca instalaţie completă (ur mare 11), p. 735.

Giesserei, R. F. G., nr. 1, 1986

Tehnica turnării leului din castelul Braunschweig în 1166 — partea I, p. 1 — Cuptoare cu inducţie pentru topirea metalelor uşoare, p. 6 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării metalelor grele (urmare 23), p. 12.

Giesserei, R. F. G., nr. 2, 1986

Dezvoltarea şi introducerea unei concepţii generale — de automatizare — experienţa acumulată de turnătoriile de dimensiuni medii, p. 31 — Revizuirea decretului cu privire la instalaţiile care necesită autorizaţie, cu considerarea în special a turnătoriilor sub presiune, p. 38 — Tehnica turnării leului din castelul Braunschweig în 1166 — partea a 2-a, p. 40 — Sinteză bibliografică anuală asupra fontei maleabile, (urmare 23), p. 44.

Giesserei, R. F. G., nr. 3, 1986

Stadiul tehnicii actuale de reducere a emisiilor din turnătoriile de : fontă, oţel şi fontă maleabilă, p. 55 — Emisia zgomotelor de la maşinile de format, p. 61 — Materialele reziduale în turnătorii. Colectare-recuperare-eliminarea deşeurilor, p. 66 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării de precizie (urmre 4), p. 68.

Giesserei, R.F.G., nr. 4, 1986

Compactarea ulterioară în forme de turnare crude — cauză a variaţiilor dimensionale, p. 83 — Ziua siderurgiei 1985 — 125 ani VDEh, p. 89 — Sinteză bibliografică anuală asupra materialelor de formare (urmare 23). Partea 1. Materii prime, regenerare şi preparare ; procedee de formare cu nisip liat cu argilă, p. 90.

Giessereitechnik, R. D. G., nr. 1, 1986

Fabricarea pieselor prin turnare — importanţa din punctul de vedere al politicii economice, posibilităţi şi premise, p. 3 — Posibilităţi de utilizare a bentonitelor indigene ca lianţi pentru materialele de formare în turnătorie, p. 8 — Utilizarea materialelor economice de nisip cuarţos, în turnătorie, p. 13 — Reducerea cheltuielilor la fabricarea pieselor turnate pentru automobile, prin asigurarea calităţii şi prevenirea sistematică a defectelor, p. 17 — Influenţa elementelor de pămînturi rare asupra structurii şi asupra proprietăţilor fontei de turnătorie, p. 20 — Autimatizarea atelierului de formare prin utilizarea microcalculatorului, p. 23 — Investigarea duratei de răcire a pieselor turnate în formă — o contribuţie la realizarea optimă a procesului, p. 26 — Rezumate din „Liteinoe Proizvodstvo", p. 30 — Informaţii asupra normelor standardelor, p. 31 — Brevete, p. 3 — Cărţi, p. 2.

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 1, 1986

Studierea uzurii provocate de zgură a refractarelor din mase magneziospinelice cu liant de argilă, p. 5 — Estimarea activităţii pulberilor din oxizi de aluminiu, p. 9 — Studierea degradării materialului în straturi şi granulat din oxid de aluminiu, p. 12 — Fabricarea ceramicii din corindon cu temperatură joasă de coacere, p. 15 — Plastificatori pe bază de substanţe neionizabile şi de compuşi macromoleculari pentru betoane refractare, p. 18 — Sinteza titanatului de aluminiu, p. 21 — Studierea turnării din şlicher a ceramicii pe bază de ZrO_2 stabilizat, obţinut prin metoda codepunerii chimice, p. 24 — Studierea procesului „de îmbătrînire" a ceramicii de cuarţ, p. 28 — Studierea structurii poroase a nitrurii de siliciu sinterizate, cu ajutorul porometriei etalon de contact, p. 32 — Studierea argilelor din zăcămîntul de Volnovahsk, p. 35 — Încercări privind dunitul din zăcămîntul de Iovsk la fabricarea şi funcţionarea căptuşelilor termoizolatoare, p. 40 — Ciment cu conţinut mare de argilă şi cu conţinut scăzut de impurităţi, p. 43 — Fabricarea paharelor-colectoare nearse din forsterit pentru turnarea oţelului, p. 46 — Regulator de putere la cuptoarele de laborator, p. 47 — Perfecţionarea arderii plăcilor pentru închizătoarele cu sertar de la oalele pentru turnarea oţelurilor, p. 51 — Cercetarea proprietăţilor de radiaţie dirijate ale refractarelor industriale din dioxid de zirconiu, p. 53 — Pahare — dozatoare cu două straturi pentru distribuitorul de la turnarea continuă p. 54 — Rezistenţa refractarelor în cuptoarele de topire cu baie lichidă, p. 56.

CONDIȚII DE PREZENTARE A MANUSCRISELOR PENTRU REVISTA „METALURGIA"

1. *Textul* unui articol să nu depășească 10 pagini de 2000 de semne.

2. Articolul se *dactilografiază* la două rînduri, pe o singură față a filei. Formulele se scriu clar, cu semnele matematice și literele conform STAS.

3. Articolul va fi însoțit de un *rezumat* pe o filă separată.

4. *Desenele* se execută în tuș pe calc. Grosimea liniilor și curbelor, precum și mărimea literelor și cifrelor trebuie să fie corelate cu gradul de micșorare. Figurile foto trebuie să fie clare și cu contrast pronunțat.

5. *Figurile* și *tabelele* se menționează în text. Articolul va fi însoțit de un borderou de figuri dactilografiat pe o pagină separată.

6. *Tabelele* se dactilografiază pe pagini separate (în text se va indica locul acestora).

7. *Bibliografia* se prezintă în conformitate cu STAS 6158-60.

Cărți : numele autorului, inițiala prenumelui autorului, titlul cărții (la lucrările străine se va indica titlul în original), orașul în care a apărut lucrarea, editura, anul apariției, pagina la care se trimite sau prima și ultima pagină a fragmentului.

Periodice : numele autorului, inițiala prenumelui autorului, titlul articolului (la lucrările străine se va indica titlul în original), titlul periodicului, țara, numărul de ordine al periodicului, anul de apariție, prima și ultima pagină a fragmentului citat.

Bibliografia se va dactilografia de asemenea pe o pagină separată de text.

8. Predarea la redacție a manuscrisului dactilografiat se va face în două exemplare (un original și o copie).

Desenele pe calc și fotografiile se dau într-un singur exemplar.

9. Autorul trebuie să garanteze conținutul științific al articolului. În timpul fazelor redacționale și tipografice nu se adaugă intervenții în text.

10. Manuscrisele predate redacției nu se mai restituie autorului, chiar dacă nu se publică.

Materialele, prezentate conform indicațiilor de mai sus, se primesc la redacția revistei „Metalurgia", la următoarea adresă :

ICEM — Oficiul de informare documentară pentru industria metalurgică.

București, str. Mendeleev nr. 21—25, sect. 1, cod. 70168.

Informații și relații se pot obține la telefonul 59.49.90.

CENTROZAP

35

1951 1986

centrozap

Societate de comerţ exterior cu răspundere limitată

exportă în domeniul metalurgiei:

- secţii complete
- linii tehnologice
- maşini şi instalaţii
- subansamble pentru instalaţii metalurgice şi cocsochimice
- servicii de construcţie-montaj

Pentru informaţii detaliate vă rugăm să vă adresaţi Societăţii de comerţ exterior cu răspundere limitată

CENTROZAP

ul. Mickiewicza 29
40–085 Katowice, R. P. Polonă
Telefon, 513–401; Telex: 0315771 cp pl

= 32080

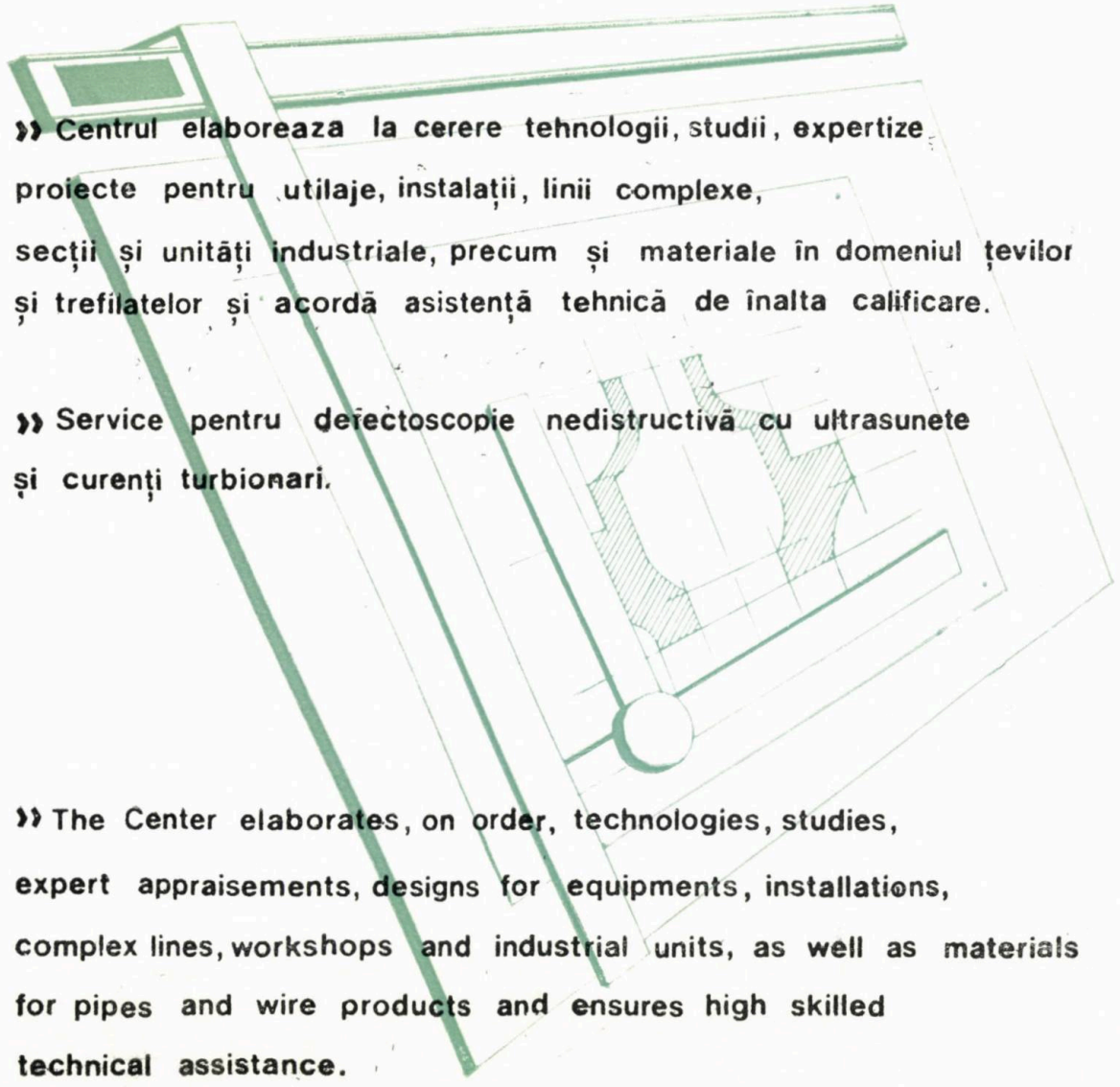
METALURGIA

6

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXXVIII • NR. 6 • IUNIE 1986

CENTRUL DE CERCETARI SI PROIECTARI PENTRU FABRICATIE DE TEVI SI TREFILATE

DESIGN AND RESEARCH CENTER FOR PIPE AND WIRE PRODUCTS MANUFACTURING



» Centrul elaboreaza la cerere tehnologii, studii, expertize, proiecte pentru utilaje, instalații, linii complexe, secții și unități industriale, precum și materiale în domeniul țevilor și trefilatelor și acordă asistență tehnică de înalta calificare.

» Service pentru defectoscopie nedistructivă cu ultrasunete și curenți turbionari.

» The Center elaborates, on order, technologies, studies, expert appraisements, designs for equipments, installations, complex lines, workshops and industrial units, as well as materials for pipes and wire products and ensures high skilled technical assistance.

» Service for ultrasonic and eddy current non – destructive testing

Bulevardul Muncii nr. 256 sect. 2 București ROMANIA

Telefon : 277 090

METALURGIA

Anul 38 Nr. 6 Iunie 1986

CUPRINS

Pilly, N. : **Calculul bilanțului termic al unei instalații de preîncălzire a aerului pentru furnal** 257

Rozolimo, Paula și *Vlădescu, M.* **Cercetări privind stabilirea tehnologiei de valorificare a măruntului de minereu de crom neutilizabil în procesul de fabricare a ferocromului** 266

Tripșa, I. : **Considerații privind perfecționarea producției de oțel** 269

Oprea. Fl., Ciocan, A. și *Ciocan, N.* : **Feroaliaje de tipul Fe—Al și Fe—Al—Mn utilizate în procesele de dezoxidare a aliajelor feroase** 277

Dimitriu, S. și *Dimitriu, A.* **Considerații privind organizarea sectorului de întreținere la un combinat siderurgic integrat** 281

Pascu, Mihaela și *Pascu, D. R.* : **Cercetări privind analiza stereometrică a constituenților structurali și ai fazelor dure din zona influențată termic a unor oțeluri slab aliate Cr-Mo-V sudabile** 288

Mitrofan, A., Mureșan, A., Deceanu, V., Tanislav, Iolanda : **Folosirea colectoarelor centrifugale de zgură la turnarea pieselor pentru mașini-unelte.** 294

Munteanu, Al. : **Fonte cu grafit nodular dure și semidure călite izoterm, destinate înlocuirii oțelurilor de cementare.** 296

REVISTA REVISTELOR 276, 303

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex : 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Tehnoredactor : EC. CHIPARIZOPOL

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.00. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25. București

I. P. „Informația" — c. 2223

CONTENTS

DC : 662.614 : 669.162.2

Pilly, N. : **The calculation of the heat balance in an air preheating installation for the blast furnace**

The author presents a material and heat balance, obtained with the help of the four balance-equations for an air preheating installation for the blast furnace, including also the balance of thermal diluation installation.

The author states that the technological heat balance, from the point of view of the balance under study, is able to meet the operation requirements and to ensure a basic and suplimentary computer programme.

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 257—265

DC : 669.168

Rozolimo, Paula şi *Vlădescu, M.* : **Researches on the determination of the technoloy of upgrading fine chrome ore unusable, in the ferro-chrome manufacturing process**

The paper presents the results of the experimental researches on a pilot plant with a view to establishing the possibilities of upgrading fine chrome ore, as a rough material for the manufacturing of ferro-chrome.

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 266—268

DC : 669.18

Tripşa, I. : **Considerations on the improvement of steelmaking technology**

The author compares the cost, the specific integrated investments and the integrated energy consumption per steel tone obtained in BOF and respectively in electric furnace, by showing the major advantages of electric furnaces in steelmaking. The author recommends the installation of electric furnaces in big iron and steell complexes as well as in mini-steelworks. The author highlights the importance of scrap importation and of researches in DR process.

These technologies are necessary in countries where raw materials (ores and coking coals) are not available.

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 269—276

DC : 669.168

Oprea, Fl., Ciocan, A. and *Ciocan, M.* : **Fe—Al and Fe—Al—Mn ferroalloys used in the deoxidation process of ferrous alloys**

The paper presents the researches carried out with a view to establishing a new technology for Fe—Al and Fe—Mn—Al ferroalloys making. Their efficient use in alloy deoxidation and in special steel alloying allows the assimilation of new import steel grades, while contributing to the substantial reduction of material energy consumption at the manufacturing of these alloys.

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 277—280

DC : 004 : 669.1.013.5

Dimitriu, S. and *Dimitriu, A.* : **Considerations on the management of the maintenance sector in an integrated steelwork**

The paper presents the management of maintenance and reparation activities in an integrated steelwork.

The authors present the synthetical data obtained in the design experience of the IPROMET Institute.

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 281—287

DC : 669.017 : 621.78

Pascu, D. and *Pascu, Mihaela* : **Researches on the stereometric analysis of structural constituents and hard-phases in the heat influenced zone of weldable low-alloyed Cr—Mo—V steels**

This paper points out the results obtained by the stereometric analysis of the structural constituents and of the hard-phases in the heat influenced zone of three weldable low-alloyed Cr—Mo—V (17CrMoV10, 1.30 MoDV, 22NiMoCr37) submitted to specific thermal cycles at welding.

An Epiquant automatic phase analyser, together with an electronic PDP 8/m computer have been used. Correlations between the metallurgical structural factors and the temperature of the thermal cycles have been established with a view to assesing the metallurgical welding behaviour of the investigated steels.

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 288—293

DC : 621.741.2

Mitrofan, A., Mureşan, A., Deceanu, V. and *Tanislav, Iolanda* : **The use of centrifugal slag collectors at the casting of parts necessary for machine-tools**

The paper presents briefly several technological measures taken in foundry shop with a view to avoiding the penetration of slag in the parts cast for machine-tools, while insisting on the experiments made with centrifugal slag collectors, on their dimensions and on the results which have been obtained.

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 294—295

DC : 669.131.7

Munteanu, Al. : **Isothermally quenched hard and semi-hard nodular graphite cast iron meant for substituting cementation steels**

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 296—303

INHALT

DK: 662.614 :669.162.2

Pilly, N.: **Die Wärmebilanzberechnung einer Anlage für die Vorerwärmung des Hochofenwinds**

Es wird eine Werkstoff- und Wärmebilanz vorgestellt welche durch die vier Gleichungen berechnet worden ist. Diese Bilanz bezieht sich hauptsächlich auf eine Anlage für die Vorerwärmung des Hochofenwinds sowie auf die Anlage für Wärmedilution.

Die erzielte technologische Wärmebilanz wird als den Verwertungsansprüchen entsprechend angesehen und kann als Haupt – oder Zusatzprogramm für Rechenmaschinen verwendet werden.

Metalurgia, 38 (1986), nr. 6, p. 257–265

DK: 669.168

Rozolimo, Paula und *Vlădescu, M.*: **Forschungen betreffend die Festlegung einer Technologie zur Verwertung des bei der Ferrochromherstellung nicht verwendbaren Chromerzgriesses**

In der Arbeit werden die Ergebnisse der experimentell durchgeführten Untersuchungen vorgestellt, mit dem Ziel, die Verwertungsmöglichkeiten des Chromerzgriesses, als Rohstoff für die Ferrochromherstellung in C. M. Tulcea, zu bestimmen.

Metalurgia, 38 (1986), nr. 6, p. 266–268

DK: 669.18

Tripşa, I.: **Betrachtungen betreffend die Vervollkommung der Stahlerzeugungstechnologie**

Es werden die Herstellungskosten, die spezifischen integrierten Kapitalanlagen und der integrierte Energieverbrauch /t in Konvertern, beziehungsweise im Elektrolichtbogenofen, hergestellten Stahl vergleichsweise vorgestellt. Gleichzeitig werden die wichtigsten Vorteile des Elektrolichtbogenofens während der Stahlherstellung vorgeführt. Es wird die Aufstellung der Elektrolichtbogenöfen, nicht nur in grossen Kombinaten, sondern auch in Ministahlwerken, empfohlen. Es werden ebenfalls Daten bezüglich des Schrotteinfuhrbedarfs, wie auch der Wiederaufnahme der Forschungen betreffend das DR-Verfahren gegeben. Diese Verfahrenstechniken sind für die Länder, wo es ungenügende Rohstoffmengen (wie z. B. Eisenerz und Koksierkohle) gibt, erforderlich.

Metalurgia, 38 (1986) nr. 6, p 269–276.

DK: 669.168.

Oprea, Fl., Ciocan, A. und *Ciocan, N.*: **Bei der Desoxydation der Eisenlegierungen verwendete Fe–Al und Fe–Al–Mn-Ferrolegierungen**

In der Arbeit werden die Forschungen zur Aufstellung einer neuen Herstellungstechnologie der Fe–Al und Fe–Mn–Al-Ferrolegierungen vorgestellt. Die erfolgreiche Anwendung dieser Ferrolegierungen, nicht nur im Falle der Desoxydation, sondern auch im Falle des Legierens der für spezielle Verwendungszwecke vorgesehene Stähle, erlaubt die Assimilierung neuer Einfuhrstahlmarken und trägt ebenfalls zur wesentlichen Verminderung des Werkstoff-und Energieverbrauchs bei der Herstellung dieser Legierungen bei.

Metalurgia, 38 (1986) nr. 6, p. 277–280

DK: 004 : 669.1.013.5

Dimitriu, S. und *Dimitriu, A.*: **Betrachtungen zur Organisierung der Instandhaltungstätigkeit in einem integrierten Eisenhüttenkombinat**

In der anliegenden Arbeit wird auf die Organisierung der Instandhaltungs-und Wiederinstandsetzungstätigkeit in einem integrierten Einsenhüttenkombinat, hingewiesen. Es werden einige zusammenfassende Daten beruhend auf die IPROMET-Planungserfahrung vorgestellt.

Metalurgia, 38 (1986), nr. 6, p. 281–287

DK: 669.017 : 621.78

Pascu, D. und *Pascu, Mihaela*: **Forschungen zur stereometrischen Analyse der Gefügebestandteile und der Hartphasen aus der thermisch beeinflussten Zone einiger niedriglegierten, schweissbaren Cr–Mo–V–Stähle**

Ziel der Arbeit ist die Vorstellung der anhand der stereometrischen (quantitativen) Analyse erhaltenen Ergebnissen, betreffend die ZIT-Gefügebestandteile und Hartphasen von drei schweissbaren Cr–Mo–V (17 Cr Mo V10, 1, 3Mo DV, 22Nl Mo Cr 37)-Stähle, die einigen Schweisswärmekreisläufen spezifisch für die besprochenen Stähle, unterworfen sind.

Es wird ein rechnergesteuertes Epiquant-Phasenanalysengerät, gekoppelt mit einem PDP 8/m-Rechner, verwendet. Anschliessend werden zwischen den metallurgischen Gefügefaktoren und den Wärmekreislauftemperaturen Wechselbeziehungen festgesetzt, um eine Abschätzung des metallurgischen Verhaltens der erforschten Stähle, während dem Schweissen, zu bestimmen.

Metalurgia, 38 (1986) nr. 6, p. 288–293

DK: 621.741.2

Mitrofan, A., Mureşan, A., Deceanu, V. und *Tanislav, Iolanda*: **Anwendung der Zentrifugalschlackensammler beim Giessen der Werkzeugmaschinenwerkstücke**

In der Arbeit werden kurz einige verfahrenstechnische Massnahmen besprochen, die in der Giesserei angewandt worden sind um das Eindringen der Schlacke, bei der Werkzeugmaschinenwerkstücken zu vermeiden. Es werden eine Reihe von Versuche, auf Zentrifugalschlackensammler beruhend, sowie deren Abmessungen und die entsprechenden Ergebnissen hervorgehoben.

Metalurgia, 38 (1986) nr. 6, p. 294–295

DK: 669. 131.7

Munteanu, Al.: **Hartes und haltbares isothermisch gehärtetes Kugelgraphit-Gusseisen, vorgesehen für die Ersetzung der Einsatzstähle**

Metalurgia, 38 (1986) nr. 6, p. 296–303

SOMMAIRE

CD : 662.614 : 669.162.2

Pilly, N. : **Le calcul du bilan thermique d'une installation de préchauffage de l'air pour le haut fourneau**

L'auteur présente le bilan de matériaux et le bilan thermique dressés à l'aide de la méthode des quatre équations-bilan pour une installation de préchauffage de l'air pour le haut fourneau ; le bilan contient aussi l'installation pour l'obtention de la dilution thermique.

L'auteur mentionne que le bilan thermique technologique, du point de vue du bilan proposé, satisfait les demandes en exploitation et peut assurer un programme de base ainsi qu'un programme supplémentaire pour l'ordinateur.

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 257—265

CD : 669.168

Rozolimo, Paula et *Vlădescu, M* : **Recherches concernant la détermination de la technologie de mise en valeur du minerais de chrome fin inutilisable, dans le processus de fabrication du ferrochrome**

Les auteurs présentent les résultats des recherches expérimentales effectuées en vue d'établir les possibilités de mise en valeur du minerais de chrome fin, en tant que matière première pour la production du ferrochrome.

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 266—268

CD : 669.18

Tripşa, I. : **Considérations concernant le perfectionnement de la technologie d'élaboration de l'acier**

L'auteur compare le coût, l'investissement integré spécifique et la consommation integré d'énergie par tonne d' acier produit dans les convertisseurs respectivement dans les fours électriques, en soulignant les avantages des fours électriques dans l'élaboration de l'acier. L'article récommande le montage des fours électriques dans les combinats de grandes dimensions de même que dans les mini-usines sidérurgiques. On souligne également l'importance des ferrailles et des recherches visant à produire de l'éponge de fer à partir du minerai.

Ces technologies sont nécessaires dans les pays qui ne disposent pas de matières premières (minerais et charbons cokéfiants)

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 269—276

CD : 669. 168

Oprea, Fl., Ciocan, A. et Ciocan, N. : **Ferroalliages de type Fe—Al et Fe—Al—Mn utilisés dans les processus de désoxydation des alliages ferreux**

L'article présente les recherches effectuées en vue d'établir une nouvelle technologie d'élaboration des ferroalliages de type Fe—Al et Fe—Mn—Al.

L'utilisation de ces alliages à efficience accrue pour la désoxydation et pour l'alliage des aciers spéciaux permet l'assimilation de nouvelles nuances d'aciers d'importation et en même temps contribue à une diminution substantielle des consommations de matières et d'énergie à l'élaboration de ces alliages.

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 277—280

CD : 004 : 669.1.013.5

Dimitriu, S. et *Dimitriu, A.* : **Considérations concernant les activités d'entretien dans un combinat sidérurgique intégré**

Les auteurs présentent l'organisation des activités d'entretien et de réparation dans un combinat sidérurgique intégré, ainsi que les données synthétiques obtenues dans l'activité de projection de l'institut IPROMET.

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 281—287

CD : 669.017 : 621.78

Pascu, D. et Pascu, Mihaela : **Recherches sur l'analyse stéréométrique des constituants structuraux et des phases de la zone thermiquement influencée des aciers soudables Cr—Mo—V faiblement alliés**

On présente les résultats de l'analyse stéréométrique (quantitative) des constituants structuraux et des phases dures de la ZTI pour trois aciers soudables Cr — Mo — V (CrMoV10, 1,3MoDV, 22NiMoCr37) soumis aux cycles thermiques de soudage spécifiques.

On utilise un analyseur automatique de phases Epiquant branché à un ordinateur PDP 8/m. En guise de conclusion, on établit des corrélations entre les facteurs structuraux métallurgiques et les températures des cycles thermiques, pour apprécier le comportement métallurgique au soudage des aciers analysés.

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 288—293

CD : 621.741.2

Mitrofan, A., Mureşan. A., Deceanu, V. et *Tanislav, Iolanda* : **L'utilisation des collecteurs centrifuges de scorie pour la coulée des pièces pour machines outils**

L'article présente certaines mesures technologiques appliquées dans la fonderie visant à éviter la pénétration de la scorie pendant la coulée des pièces pour machines outils ; les auteurs insistent sur les expériments réalisés à l'aide des collecteurs centrifuges de scorie, sur la détermination de leur dimensions et ils présentent les résultats obtenus.

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 294—295

CD : 669.131. 7

Munteanu, Al. : **Fontes à graphite nodulaire dures et mi dures, soumises à la trempe isotherme, pour substituer les aciers de cémentation**

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 296—303

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 662.614: 669.162.2

Пилли, Н.: **Расчет теплового баланса системы подогрева воздуха доменной печи**

Представлен материальный и тепловой баланс, составленный с помощью метода четырех уравнений-баланс, для системы подогрева воздуха доменной печи, охватывая в контур баланса и установку термического разбавления.

Считается, что технологический тепловой баланс для контура предложенного баланса соответствует требованиям эксплуатации и может поставить основную или дополнительную программу вычислительного устройства.

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 257—265

ДК: 669.168

Розолимо, Паула и *Влэдеску, М.:* **Исследования относительно определения технологии эксплуатации мелочи хромовой руды**

В работе представлены результаты опытных исследований, проведенных для определения возможностей эксплуатации мелочи хромовой руды как сырье при производстве феррохрома.

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 266—268

ДК: 669.18

Трипша, И.: **Соображения по усовершенствованию сталеплавильного производства**

Сравнивается стоимость, специфическое интегрированное капиталовложение и интегрированное потребление энергии на I т стали, выплавленной в конверторах, соответственно в электропечах, указывая на значительные преимущества электропечи при выплавки стали.

Рекомендуется установку электропечей, как на больших комбинатах, так и на металлургических мини-заводах. Также представлены данные по лому и исследования по производству губчатого железа прямо из руды.

Эти технологии необходимы в странах, нерасполагающие сырьем (рудой и коксующимися углями).

Metalurgia 38 (1986) nr. 6, p. 269—276

ДК: 669.168

Опреа, Ф., Чёкан, А. и *Чёкан, М.:* **Ферросплавы типа Fe-Al и Fe-Al-Mn, используемые в процессе раскисления железных сплавов**

Работа представляет проведенные исследования для определения новой технологии выплавки ферросплавов типа Fe-Al и Fe-Al-Mn. Их применение с повышенной эффективностью при раскислении и легировании сплавов особого назначения позволяет освоение новых марок импортных сталей и одновременно способствует значительному снижению материальных и энергетических расходов при выплавке этих сплавов.

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 277—280

ДК: 004: 669.1.013.5

Димитриу, С. и *Димитриу, А.:* **Соображения по организации участка обслуживания на интегрированном металлургическом комбинате**

Работа представляет организацию деятельности обслуживания и ремонта на интегрированном металлургическом комбинате.

Представлены обзорные данные из этой области, вытекающие из проектного опыта ИПРОМЕТ.

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 281—287

ДК: 669.017: 621.68

Паску, Д. Р. и *Паску, Михаела:* **Исследования стереометрического анализа структурных составляющих и твердых фаз зоны термического влияния свариваемых низколегированных сталей Cr-Mo-V**

В работе представлены полученые результаты стереометрического анализа (количественного анализа) структурных составляющих и твердых фаз зоны термического влияния трех свариваемых сталей CrMoV (17CrMoV10; 1,3MoDV; 22NiMoCr37), подвергнутых термическим циклам сварки, специфическим сталям.

При анализе применяют автоматический анализатор фаз Epiquant связанный с ЭВМ, РДР 8/м. Дальше определена корреляция между структурными металлургическими факторами и температурами термического цикла, ввиду оценки металлургического поведения при сварке исследуемых сталей.

Metalurgia 38 (1986), nr. 6. p. 288—293

ДК: 621.741.2

Митрофан, А., Мурешан, А., Дечеану, В. и *Станислав, Иоланда:* **Применение центробежных коллекторов шлака для отливки деталей станков**

Представлены технологические меры, применимые в литейном цехе для предотвращения попадания шлака при отливке в изделий станков, настаивая на проведенные опыты центробежными коллекторами шлака определение их размеров и некоторые полученные результаты.

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 294—295

ДК: 669.131.7

Мунтеану, А.: **Изотермически закаленные отбеленные и полуотболенные чугуны с шаровидным графитом для замены цементуемой стали**

Metalurgia 38 (1986), nr. 6, p. 296—303

METALURGIA 6

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1986

Pilly, N.

Calculul bilanţului termic al unei instalaţii de preîncălzire a aerului pentru furnal

CZ : 662.614 : 669.162.2

Constanţa asigurării furnalului cu aer puternic încălzit exercită o mare influenţă asupra principalilor indicatori, cum ar fi nivelul producţiei de fontă şi consumul specific de combustibil. De-a lungul campaniei de lucru a furnalului, pot însă exista perioade în care nu se poate beneficia de întreaga capacitate de încălzire a bateriei de caupere, cum este atunci cînd unul din trei caupere este oprit pentru reparaţie capitală.

Pentru o asemenea situaţie deosebită, s-a întocmit bilanţul termic al instalaţiei de preîncălzire din dotarea unui furnal de capacitate mică ($d = 4$m).

Cele două caupere rămase în funcţiune, cu grătar monozonal, au totalizat o suprafaţă de încălzire de 14 400 m² şi au asigurat lunar o temperatură medie de 1 013°C.

Introducînd o încărcătură compusă din minereuri brute şi numai 203 kg aglomerat/t fontă, cu un consum de 288 kg calcar/t, la un randament de extracţie net de 47,5 % fontă, producţia specifică de fontă de turnătorie cu 2,8 % Si a fost de 1,343 t/zi · m³ volum util.

Producţia specifică medie anuală a fost de 1,515 t/m³, obţinută însă cu trei caupere în funcţiune şi o temperatură a aerului cald de 1 063°C, la elaborarea fontei cu 2,66 % Si, dintr-o încărcătură puţin diferită* şi cu un consum de combustibil (cocs + gaz natural) cu 27,2 kg/t mai redus. De asemenea, funcţionarea furnalului a fost mai intensă decît la lucrul cu două caupere, consumul zilnic de combustibil fiind cu 8,75 % mai ridicat.

Se vor prezenta, pentru aceeaşi perioadă, două variante de calcul al bilanţului termic tehnologic. Ele se vor compara cu bilanţul termic energetic denumit şi „de combustibil" [1].

A. Bilanţul termic tehnologic. Conturul A

Conturul bilanţului termic, încheiat pe baza datelor medii lunare (31 zile) pentru o oră de funcţionare, a cuprins cauperele în funcţiune, conducta de aer rece în aval, iar racordurile de gaze arse, în amonte de locul de măsurare a temperaturii, conducta de aer cald pînă la locul de măsurare a temperaturii reglate a aerului cald (după amestec), tangent cu conturul bilanţului termic al furnalului, în cazul de faţă, la joncţiunea conductei de colectare cu cea inelară (fig. 1, *A*).

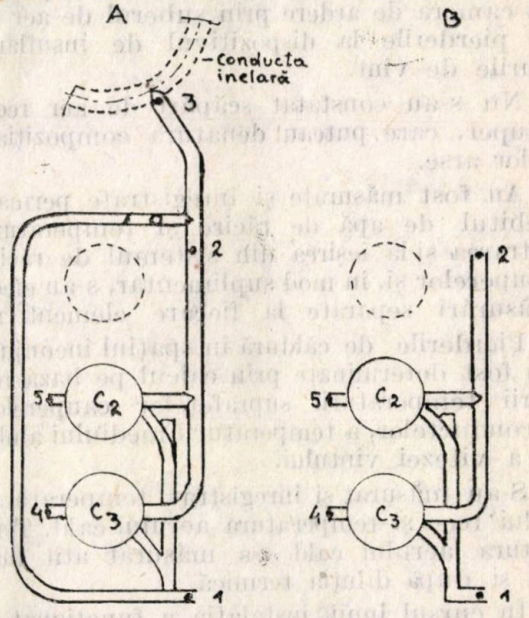


Fig. 1. Contururile *A* şi *B* ale bilanţului termic: *1 — termorezistenţa între aer rece; 2 — termocuplu aer cald înainte de amestec; 3 — termocuplu aer cald după amestec; 4 şi 5 — termocuplu evacuare gaze arse;* C_2 şi C_3 *— caupere în exploatare*

Bilanţul de materiale şi termic al instalaţiei de preîncălzire a aerului se înscrie în acest contur, în afara pierderilor de aer care includ şi pe cele de la racordurile de insuflare la gurile de vînt. În bilanţul termic al furnalului, în acest caz general, se ia în considerare doar debitul de aer efectiv insuflat în furnal, precum şi pierderile de căldură ale instalaţiei de insuflare,

* randamentul de extracţie 48,6 %.

de la senzorul care măsoară temperatura aerului cald, pînă la gurile de vînt.

În acest mod, pierderile globale de aer (cald + rece), de 4,53%, s-au obținut făcînd diferența dintre debitul măsurat cu corecție pentru variațiile de presiune și temperatură, în aval de clapa Snort, și cel efectiv insuflat în furnal, ultimul, calculat.

Extinderea conturului de bilanț pînă la baza coșului de fum și măsurarea aici a temperaturii și compoziției gazelor arse duc la complicații motivate doar în cazuri speciale (de ex. pentru determinarea indirectă a pierderilor de căldură din canalul colector) pentru că necesită aceleași măsurări și asupra gazelor arse evacuate din fiecare cauper.

Instalația de preîncălzire, în întregul ei contur, prezentînd o bună etanșeitate, pierderile de aer cald și defalcarea lor în pierderi atît înainte, cît și după amestec (diluție termică) au fost apreciate în raport cu debitul efectiv insuflat în furnal, la 1 respectiv 0,5%. Aceste pierderi cuprind în principal pierderile de aer cald prin golirea cauperului la coș [pierderile de aer cald în atmosferă la șuberul de aer cald și la cel de separare (de arzător), pierderile în camera de ardere prin șuberul de aer clad] și pierderile la dispozitivul de insuflare la gurile de vînt.

Nu s-au constatat scăpări de aer rece în cauper, care puteau denatura compoziția gazelor arse.

Au fost măsurate și înregistrate permanent debitul de apă de răcire și temperatura la intrarea și la ieșirea din sistemul de răcire al cauperelor și, în mod suplimentar, s-au efectuat măsurări separate la fiecare element răcit.

Pierderile de căldură în spațiul înconjurător au fost determinate prin calcul pe baza măsurării temperaturii suprafețelor cauperelor și a conductelor, a temperaturii mediului ambiant și a vitezei vîntului.

S-au măsurat și înregistrat temperatura aerului rece și temperatura aerului cald. Temperatura aerului cald s-a măsurat atît înainte cît și după diluția termică.

În cursul lunii, instalația a funcționat temporar în regim semiautomat, în care caz inversarea cauperelor de pe încălzire pe răcire și invers a fost realizată în două minute.

Drept gaz combustibil a fost utilizat bigaz. Adaosul de gaz natural a fost de 1,5, 2% sau 2,5% din debitul de gaz, de furnal, după necesitate. Specific lucrului cu două caupere, în această situație, a fost faptul că închiderea insuficient de etanșă a clapetei fluture din conducta de adaos de gaz natural se observă ușor, și anume prin aceea că la punerea pe gaz (încălzire) a unui cauper bigazul din conductă, fiind îmbogățit cu CH_4, arde incomplet în cauper, în lipsă de aer de combustie suficient, iar negrul de fum rezultat din procesul de cracare apare vizibil la evacuarea din coșul de fum.

Regimul de funcționare al instalației de preîncălzire a fost „cu schimbare la ore fixe", și anume 58′ pe încălzire și 1 h pe răcire. Aportul de căldură a fost reglat prin debitul de gaz de combustie sau/ și prin adaosul de gaz natural, în funcție de necesarul de căldură pentru încălzirea aerului [2]. Astfel, desfășurarea perfectă a regimului de încălzire- răcire a bateriei de caupere, cu reglaj la nivel constant al temperaturii prin diluție termică, se constată prin aceea că sfîrșitul perioadei de răcire coincide cu momentul închiderii complete a clapei de amestec (temperatura înainte de amestec = temperatura după amestec + max. 10 — 20°C) și cînd, la trecerea pe răcire a celuilalt cauper, acesta a înmagazinat o cantitate suficientă de căldură.

Perturbațiile obișnuite în exploatare, cum ar fi opririle și mersul încetinit al furnalului, unele defecțiuni ale arzătorului, ale celorlalte armături, variațiile sensibile ale compoziției gazului de combustie, ale parametrilor aerului de combustie, imposibilitatea reglării tirajului la coș, analizele nereprezentative ale gazelor arse și altele, nu permit realizarea unui asemenea regim în permanență. Astfel, în perioada celor 31 de zile, cele două caupere nu au putut fi reglate pentru o funcționare identică. Cauperul nr. 2 a realizat aceeași încălzire bună a aerului, avînd însă o

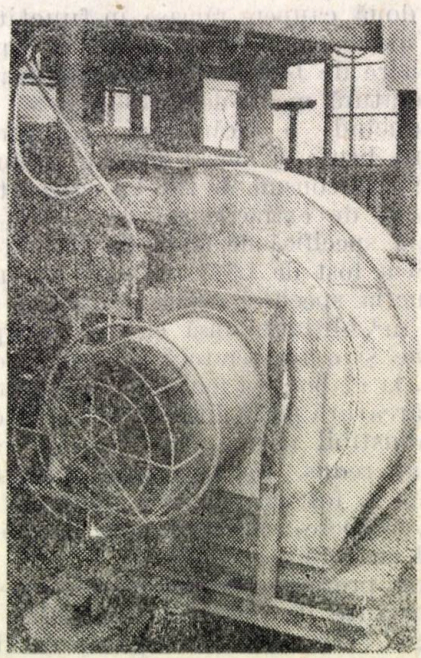


Fig. 2. Instalație cu diafragmă terminală

temperatură a gazelor arse mai mică cu 24,8°C în medie decît cauperul nr. 3. Din motivul acesta, depresiunea la coșul cauperului nr. 2 a fost mai mică, temperatura în cupolă cu 27,8°C mai ridicată, randamentul termic tehnologic

Tabelul 1

Date de calcul

Denumirea	Unitatea de măsură	Mărimea
Temperatura aerului cald înainte de amestec	°C	1094
Temperatura aerului cald după amestec	°C	1013
Temperatura aerului rece înainte de cauper	°C	69,4
Temperatura gazelor arse	°C	265,7
Temperatura gazelor de combustie	°C	19
Temperatura mediului ambiant	°C	11,28
Debitul de aer cald efectiv insuflat în furnal	m^3/h	27389,5
Debitul de bigaz :		
a) separat pe cauper	,,	11914,03
b) în magistrală	,,	10622,84
Debitul de aer de combustie	,,	11826
Durata efectivă lunară de funcționare pe aer	h	729333
Durata opririlor în încălzirea cauperelor	h	14,5
Debitul apei de răcire	m^3/h	138,63
Gradientul termic mediu	°C	5,143
Pierderile de căldură în apa de răcire	kcal/h	713005
Pierderile de căldură în spațiul înconjurător	,,	511,725,9
Pierderile de căldură în fundație	,,	9512,65
Compoziția aerului atmosferic :		
$\overline{H_2O}$	m_0^3/m_0^3	0,0100
$\overline{O_2}$	,,	0,2079
$\overline{N_2}$	,,	0,7821
Compoziția bigazului :		
CO_2	,,	0,130042
CO	,,	0,257461
CH_4	,,	0,020975
H_2	,,	0,053574
N_2	,,	0,537948
Compoziția gazelor arse ;		
CO_2'	,,	0,2215
O_2'	,,	0,01225
CO'	,,	0,004
CH_4'	,,	0,0005
N_2'	,,	0,537948

mai bun și în consecință consumul orar de gaz de combustie mai mic.

Debitul de aer de combustie a fost măsurat pentru fiecare arzător cu ajutorul unei instalații cu diafragmă terminală (fig. 2). Reglarea debitului de aer de combustie s-a putut realiza atît local cît și din cabina aparatelor de măsură și control (camc), automat, în funcție de debitul gazului de combustie, printr-un regulator de proporție.

Instalația de preîncălzire a fost dotată pentru inversarea automată a cauperelor la atingerea unei temperaturi prestabilite la cupolă sau la ore fixe ; în al doilea caz, depășirea acestei temperaturi era evitată prin reducerea debitelor de gaz și aer de combustie sau prin mărirea raportului aer : gaz de combustie, dotare neutilizată în perioada de bilanț.

În tabelul 1 se dau datele de calcul pentru bilanțul de materiale și termic. O detaliere a pierderilor medii de căldură în apa de răcire se dă în tabelul 2. Pe parcurs, variația în jurul acestor valori medii (tab. 2) a fost de maximum 23%.

Tabelul 2

Pierderile de căldură în apa de răcire

Piesa răcită	Debitul apei, m^3/h	Gradientul termic, °C	Pierderile de căldură, kcal/h
Șubere de aer cald	70,08	6,398	448380
Șubere de separare	48,15	1,957	94225
Elemente de răcire la conducta de aer cald	20,40	8,353	170400
Total	138,63	5,143	713005

Gazul de furnal, epurat pe cale umedă, fiind saturat în vapori de apă, a avut un conținut de 22,0416 $dm_0^3H_2O/m_0^3$ gaz uscat.

Debitul de aer rece de amestec se micșorează continuu în perioada de răcire a cauperului, apropiindu-se de valoarea zero la încheierea perioadei. Aparatele de strangulare nu permit măsurarea și contorizarea cu precizie satisfăcătoare a debitelor mici de la începutul scării de măsurare. De aceea, debitul de aer rece de amestec și cel de aer cald încălzit în cauper a fost calculat. Calculul a fost posibil prin măsurarea temperaturii aerului cald înainte de amestec, cu ajutorul unui termocuplu. Temperatura măsurată face posibil nu numai calculul bilanțului termic, dar permite și evitarea unei supraîncălziri a zidăriei conductei [3]. De asemenea, diferența dintre temperatura aerului cald înainte și după amestec poate indica faptul că reducerea temperaturii aerului după diluția termică este cauzată de închiderea necorespunzătoare a fluturelui de amestec, la sfîrșitul perioadei de răcire a unui cauper. Imperfecțiunea închiderii fluturelui, imprecizia măsurării temperaturii și pierderile de căldură în porțiunea dintre cei doi senzori admit obișnuit o diferență de maximum 20 — 70°C între temperatura indicată de acești senzori.

Schema fluxului de aer pentru calculul cantității de aer cald produs de cauper și al adaosului mediu de aer rece, precum și notațiile folosite sînt date în figura 3.

Se scrie :

$$Va + Va_4' = Va_6 = 27526{,}443 \quad m^3/h \qquad (a)$$

$$Va_6 = Va_1 + Va_2 \qquad (b)$$

Entalpia aerului rece (Va_1) la 69,4°C este de 21,5711 kcal/m$^3_0$, a aerului cald înainte de amestec (Va_2), la 1 094°C, este de 372,0931 kcal/m$^3_0$ și a aerului cald după amestec (Va_6), la 1 013°C, este de 342,2443 kcal/m$^3_0$.

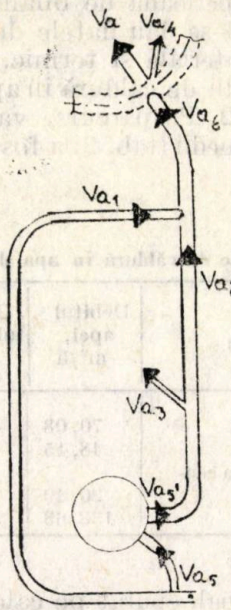


Fig. 3. Schema fluxului de aer

În zona dintre termocuplul care măsoară temperatura înainte de amestec (fig. 1, *2*) și cel de după amestec (fig. 1, *3*), conducta pierde în spațiul înconjurător 27 265 kcal/h, iar în apa de răcire a unui element de răcire 59 550 kcal/h, provocînd micșorarea temperaturii aerului cald cu 3,2°C.

Există ecuațiile :

$$Va_1 + Va_2 = 27\,526{,}443 \qquad (A)$$

$$21{,}5711\,Va_1 + 372{,}0931\,Va_2 = 9420768{,}22 + 86\,815 \qquad (B)$$

Valorile calculate au fost cuprinse în tabelul 3.

S-a considerat că $Va_5 = Va_5$ (fig. 3). Pierderile de căldură ale conductei de aer rece de amestec au fost neglijate. Pierderile de căldură

Tabelul 3

Parametrii aerului

Notația	Debitul, m^3/h	Temperatura, °C	Entalpia, kcal/h
Va_1	2 096,349	69,4	452 20,55
Va_2	25 430,094	1 094	9.462 362,51
Va_3	273,895	1 094	101 914,45
Va_4	136,947	1 013	46 869,33
Va_5	25 703,989	69,4	554 463,32
Va_6	27 526,443	1 013	9.420 768,22
Va	27 389,496	1 013	9.373 898,89

ale conductei de aer rece de la suflantă la termorezistența *1* (fig. 1) sînt însă sensibile, fapt pentru care la două furnale din uzină, pe acest traseu, se aplică o izolare termică.

Datele puse la dispoziție permit calcularea obișnuită a bilanțului termic al instalației de preîncălzire. Debitul de gaze arse se calculează. Dacă debitul de aer de combustie nu se măsoară, el poate fi ușor calculat cu ajutorul coeficientului de exces de aer λ, de exemplu cu relația dată în tabelul 8 [4].

În cele ce urmează, se va încheia un bilanț termic bazat pe „metoda celor patru ecuații-bilanț"[2], luînd, pe lîngă debitul orar de gaze arse (Vga), atît gazul de combustie (Vgc) cît și aerul de combustie (*Vac*) ca necunoscute. În acest fel, în situația ideală în care toate mărimile folosite în calcul corespund stării reale, ele sînt identice de fapt cu cele calculate.

Bilanțul azotului

$$N_2 \cdot Vgc + \bar{N}_2 \cdot Vac = N'_2 \cdot Vga \qquad (1)$$

Se exprimă componenții gazelor arse uscate (tab. 1), în funcție de CO'_2 :

$$O'_2 = 0{,}0553047\ CO'_2 \qquad (2)$$

$$CO' = 0{,}0180587\ CO'_2 \qquad (3)$$

$$CH'_4 = 0{,}0022573\ CO'_2 \qquad (4)$$

$$N'_2 = 1 - 1\,0756207\ CO'_2 \qquad (5)$$

Înlocuind valorile cunoscute în (1), se obține ecuația bilanțului azotului :

$$0{,}0537948\ V_{gc} + 0{,}7821\ V_{ac} - V_{ga} + 1{,}0756207\ CO'_2 \cdot V_{ga} = 0 \qquad (I)$$

Bilanțul carbonului

$$\frac{12}{22{,}4}(CO_2 + CO + CH_4) \cdot V_{gc} = \frac{12}{22{,}4}(CO'_2 + CO' + CH'_4) \cdot V_{ga} \qquad (6)$$

Înlocuind valorile cunoscute, se obține ecuația bilanțului carbonului :

$$0{,}21882166\ V_{gc} - 0{,}54658328\ CO'_2 \cdot V_{ga} = 0 \qquad (II)$$

Bilanțul oxigenului

$$[CO_2 + 0{,}5(CO + H_2O_g + 1{,}2444\,H_2O_l)]\ V_{gc} + (\bar{O}_2 + 0{,}5H_2O) \cdot V_{ac} = (CO'_2 + O'_2 + 0{,}5\ CO) \cdot V_{ga} + 0{,}5\ V_{H_2O'} \qquad (7)$$

în care volumul de vapori de apă rezultat din gazul de combustie este :

$$V_{H_2O'} = (H_2O_g + 1{,}2444\ H_2Ol + H_2 + 2CH_4) \cdot$$

$$\cdot V_{gc} - (H_2' + 2\,CH_4') \cdot V_{ga} + \overline{H_2O} \cdot V_{ac}\ m_0^3/h \qquad (8)$$

Înlocuind valorile cunoscute în (8) (H_2O = lichid = $H_2Ol = 0$), se obține :

$$V_{H_2O'} = 0{,}1175656\ V_{gc} - 0{,}0045146\ CO_2' \cdot$$

$$\cdot V_{ga} + 0{,}01\ V_{ac}\ m_0^3/h \qquad (8')$$

Avînd toate valorile necesare și înlocuindu-le în (7), se obține ecuația bilanțului oxigenului :

$$0{,}2110105\ V_{gc} + 0{,}2079\ V_{ac} - 1{,}06207675\ CO_2' \cdot$$

$$\cdot V_{ga} = 0 \qquad (III)$$

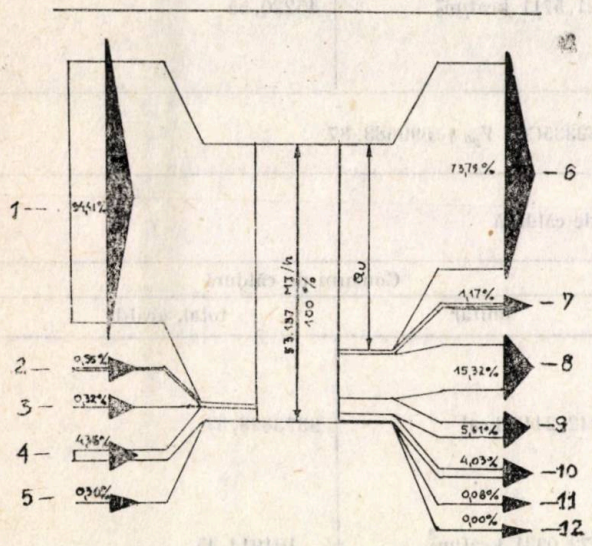


Fig. 4. Diagrama Sankey a bateriei de caupere :
1 — căldura chimică a gazului de combustie ; 2 — entalpia gazului de combustie ; 3 — entalpia aerului de combustie ; 4 — entalpia aerului destinat încălzirii ; 5 — entalpia aerului de amestec ; 6 — entalpia aerului cald efectiv insuflat în furnal ; 7 — entalpia aerului cald pierdut ; 8 — entalpia gazelor arse umede ; 9 — pierderi în apa de răcire ; 10 — pierderi în spațiul înconjurător ; 11 — pierderi în fundație ; 12 — diferență

Bilanțul termic tehnologic

Forma de calcul a bilanțului termic este dată în tabelul 4, în care masa este notată uneori prin simboluri ale căror valori au fost indicate în tabele sau text. Astfel, de exemplu, aportul total de căldură pentru poziția 1.1 a rezultat astfel :

$$3020(CO \cdot V_{gc} - CO' \cdot V_{ga}) = 3020(0{,}25761\ V_{gc} -$$

$$- 0{,}0180587\ CO_2' \cdot V_{ga}) = 777{,}53222\ V_{gc} -$$

$$- 54{,}537274\ CO_2' \cdot V_{g3}$$

CO din V_{gc} a fost dat în tabelul 1, iar CO' din V_{ga} a fost dat ca funcție de variabila independentă CO_2' în relația (3).

După calcularea și totalizarea pozițiilor de aport, respectiv de consum de căldură, se obține ecuația bilanțului termic operînd $Q_e - Q_i = 0$;

$$1090{,}28493531\ V_{gc} + 2{,}52512\ V_{ac} -$$

$$- 107{,}87912964\ CO_2' \cdot V_{ga} - 82{,}808\ V_{ga} -$$

$$- 10\,152\,242{,}36 = 0 \qquad (IV)$$

Rezolvînd sistemul de ecuații (I) — (IV), s-au obținut valorile din tabelul 5 în care, pentru comparație, se dau și valorile măsurate și diferențele în %. Pentru cazul de față, o diferență $\leqslant 0{,}5\,\%$ între CO'_2 măsurat și cel calculat și între N'_2 determinat din diferență și cel calculat se consideră ca foarte bună.

Măsurarea debitului de aer de combustie s-a efectuat fără corecție pentru variații de temperatură și presiune atmosferică. Presiunea atmosferică medie pe zi a oscilat în luna martie între 734 și 750 torr, temperatura între −0,1 și 18,2°C, iar vîrfurile de temperatură între −4 și 30°C.

Aparatele de strangulare pentru măsurarea gazului de combustie (V_{gc}), pe magistrală și pe fiecare cauper separat, au fost verificate pe calculator, pe baza unui program special de calcul. Diferența mare dintre rezultatele măsurării (tab. 1, tab. 5) nu poate fi justificată decît prin situații de fapt, diferite de cele avute în vedere. De asemenea, un conținut de CH_4 în gazele arse trebuie considerat neverosimil.

Cu ajutorul datelor calculate, s-a întocmit în tabelul 6 bilanțul de materiale, iar în tabelul 7 și grafic în figura 4, bilanțul tehnologic. Un număr de indici și indicatori stabiliți pe baza valorilor *Vgc*, *Vac*, *Vga* calculate se dă în tabelul 8.

Temperatura de ardere adiabatică a bigazului în condițiile arderii reale (incomplete) a fost de 1 415,1°C.

B. Bilanțul termic energetic. Conturul A

Bilanțul termic energetic (sau de combustibil) se întocmește considerînd că gazul de combustie cedează întreaga sa energie chimică în contur, deci arde complet, la capitolul intrări de căldură, iar la ieșiri de căldură se include căldura chimică a gazului ars, ca și cum gazele nearse ar arde și ele și ar ceda căldura în cadrul conturului. Această schemă de întocmire a unui bilanț termic dă un bilanț convențional, incompatibil cu procesul real de ardere. El se calculează direct, pe baza datelor de exploatare sau, în cazul de față, pe baza datelor bilanțului tehnologic.

Bilanțul termic energetic are un aport de căldură mărit cu 332,79 Mcal/h la căldura chimică

Tabelul 4

Formular de calcul pentru Q_i și Q_e

Intrări de căldură

Poziția de aport	Masa	Aport de căldură	
		unitar	total, kcal/h
1 Căldura chimică a gazului de combustie			
1.1 Arderea CO	$CO \cdot V_{gc} - CO' \cdot V_{ga}$ m_0^3/h	3020 kcal/m_0^3 CO	$777,53222V_{gc} - 54,537274CO_2'V_{ga}$
1.2 Arderea CH_4	$CH_4 \cdot V_{gc} - CH_4' \cdot V_{ga}$ m_0^3/h	8570 kcal/m_0^3 CH_4	$179,75575\,V_{gc} - 19,345061CO_2'V_{ga}$
1.3 Arderea H_2	$H_2 \cdot V_{gc} - H_2' \cdot V_{ga}$ m_0^3/h	2580 kcal/m_0^3 H_2	$138,22092\,V_{gc}$
1.4 Căldură chimică total			
2 Entalpii			
2.1 Gazul de combustie uscat	V_{gc} m_0^3/h	6,09384 kcal/m_0^3	$6,09384 \cdot V_{gc}$
2.2 Umiditatea gazului de combustie	$H_2O_g \cdot V_{gc}$ m_0^3/h		
2.3 Entalpia totală a gazului de combustie		6,79041 kcal/m_0^3	$0,149671501\ V_{gc}$
2.4 Aerul de combustie	V_{ac} m_0^3/h	3,50053 kcal/m_0^3	$3,50053\ V_{ac}$
2.5 Aerul destinat încălzirii	V_{a5} m_0^3/h	21,5711 kcal/m_0^3	554463,32
2.6 Aerul rece pentru amestec	V_{a1} m_0^3/h	21,5711 kcal/m_0^3	45220,55
2.7 Total entalpii			
3. Diferență			

4. Total intrări $= Q_i = 1101,7524015\ V_{gc} + 3,50053\ V_{ac} - 73,882335CO_2'\ V_{ga} + 599683,87$

Ieșiri de căldură

Poziția de consum	Masa	Consum de căldură	
		unitar	total, kcal/h
1′ Căldură utilă, Q_u			
1′1 Entalpia aerului cald efectiv insuflat în furnal	27389,496 m_0^3/h	342,2443 kcal	9373898,89
2′ Pierderi de căldură			
2′1 Entalpia aerului cald pierdut			
2′1.1 Pierderi înainte de amestec	273,895 m_0^3/h	372,0931 kcal/m_0^3	101914,45
2′1.2 Pierderi după amestec	136,947 m_0^3/h	342,2443 kcal/m_0^3	46669,33
2′1.3 Entalpia totală a aerului cald pierdut			
2′2 Entalpia gazelor arse umede			
2′2.1 CO′	$CO_2' \cdot V_{ga}$ m_0^3/h	116,995 kcal/m_0^3	$116,995\ CO_2' \cdot V_{ga}$
2′2.2 O_2'	$0,0553047 \cdot CO_2' \cdot V_{ga}$ m_0^3/h	85,717 kcal/m_0^3	$4,74055297\ CO_2 \cdot V_{ga}$
2′2.3 CO′	$0,0180587 \cdot CO_2' \cdot V_{ga}$ m_0^3/h	83,405 kcal/m_0^3	$1,50618587\ CO_2' \cdot V_{ga}$
2′2.4 CH_4'	$0,0022573 \cdot CO_2' \cdot V_{ga}$ m_0^3/h	117,580 kcal/m_0^3	$0,26541333\ CO_2 \cdot V_{ga}$
2′2.5 H_2'	—	82,412 kcal/m_0^3	$82,808V_{ga} - 89,06999893CO_2' \cdot V_{ga}$
2′2.6 N_2'	$V_{ga} - 1,0756207 \cdot CO_2'\ V_{ga}$	82,808 kcal/m_0^3	$11,46746610\ V_{ga} - 0,44030586$
2′2.7 H_2O'	vezi rel. (8′) m_0^3/h	97,541 kcal/m_0^3	$CO_2' \cdot V_{ga} + 0,97541V_{ga}$
2′2.8 Entalpia totală a gazelor arse umede			
2′3 Pierderi cu apa de răcire	138.638 kg/h	5,1432 kacal/kg	713005
2′4 Pierderi în spațiul înconjurător			511725,91
2′5 Pierderi în fundație		167,55 kcal/m².h	9.512,65
2′6 Total pierderi de căldură			
3′ Diferență			

4′ Total ieșiri $= Q_e = 11,46746619\ V_{gc} + 0,97541\ V_{ac} + 33,99679464\ CO_2' \cdot V_{ga} + 82,8080V_{ga} + 10\,750\,926,23$

Tabelul 5

Compararea datelor

Simbolul	Calculat		Măsurat	%
V_{gc}	11251	m^3/h	11 914,03	—5,56
			10 622,84	5,92
V_{ac}	11591	,,	11 826	—1,98
V_{ga}	19963		—	—
CO′	0,2256333	$m^3_0 m^3_0 V_{ga}$	0,2215	0,41*)
O′	0,0124786	,,	0,012$_{25}$	0,02*)
CO′	0,0040747	,,	0,004	0,01*)
CH′	0,0005094	,,	0,0005	0,00*)
N_2'	0,7573041	,,	—0,76175**)	—0,44*)

*) % abs; **) Din diferență

a gazului de combustie, deci și Q_i mărit la 13 036,291 Mcal/h, iar la ieșiri de căldură, la noua poziție,, căldura chimică a gazelor arse'' 332,79 Mcal/h. Randamentul termic al instalației devine astfel $\eta_{pr} = 0,7191$.

Temperatura de ardere adiabatică, în condițiile convenționale de ardere completă a gazului de combustie, crește la 1 469,6°C.

Bilanțul de materiale este același cu cel din tabelul 6.

Bilanțul de materiale *Tabelul 6*

Denumirea		m^3_0/h	kg/m^3_0	kg/h
Materiale intrate				
1. Aer cald produs	V_{a5}	25703,989	1282667	32969,66
2. Aer rece pentru amestec	V_{a1}	2096,349		2688,93
3. Aer de combustie	V_{ac}			
	H_2O	115,91	0,80357	93,14
	O_2	2 409,85	1,4286	3 442,71
	N_2	9 065,63	1,25	11 332,04
	Total	11 591,39	1282667	
4. Gaz de combustie uscat	V_{gc}			
	CO_2	1 463,128	1,9643	2 874,02
	CO	2 896,744	1,25	3 620,93
	CH_4	235,994	0,7143	168.57
	H_2	602,771	0,08929	53,82
	N_2	6 052,558		7 565,70
	Total	11 251,195		
5. Umiditate în gazul de combustie	H_2O_g	247,99		199,28
	H_2O_l	—		—
6. Diferență				—
7. Total intrat				65008,79
Materiale ieșite				
1′. Aer cald efectiv insuflat în furnal	V_a	27389,496		35131,60
2′. Pierderi de aer cald				
2′1. înainte de amestec	V_{a3}	273,895		351,32
2′2. după amestec	V_{a4}	136,947		175,66
3′. Gaze arse uscate	V_{ga}			
	CO_2'	4.504,354		8847,90
	O_2'	249,112		355,88
	CO′	81,344		101,68
	CH_4'	10,167		7,26
	N_2'	15118,186		18 897,73
	Total	19963,163		
4′. Umiditate în gazele arse	$V_{H_2O'}$	1418,325		1 139,72
5′. Diferență				0,04
6′. Total ieșit				65 008,79

Tabelul 7

Bilanțul termic tehnologic

Intrări de căldură

Poziția de aport	Mcal/h	MJ/h
1. Căldura chimică a gazului de combustie		
1.1 Arderea CO	8 502,508	35 598
1.2 Arderea CH_4	1 935,337	8 103
1.3 Arderea H_2	1 555,149	6 511
1.4 Total căldură chimică	11 992,994	50 212
2. Entalpii		
2.1 Gazul de combustie uscat	68,563	287
2.2 Umiditatea gazului de combustie	1,684	7
2.3 Total entalpie gaz de combustie umed	70,247	294
2.4 Aerul de combustie	40,576	170
2.5 Aerul destinat preîncălzirii	554,463	2322
2.6 Aerul rece pentru amestec	45,221	189
2.7 Total entalpii	710,507	2975
3. Diferență	—	—
4. Total intrări = Q_i	12703,501	53187

Ieșiri de căldură

Poziția de consum	Mcal/h	MJ/h
1′ Căldură utilă Q_u		
1′.1 Entalpia aerului cald efectiv insuflat în furnal	9.373,899	39.247
2′ Pierderi de căldură		
2′1 Entalpia aerului cald pierdut		
2′1.1 Pierderi înainte de amestec	101,914	427
2′1.2 Pierderi după amestec	46,869	196
2′1.3 Entalpia totală a aerului cald pierdut	148,783	623
2′2 Entalpia gazelor arse umede		
2′2.1 CO_2'	526,987	2,206
2′2.2 O_2'	21,353	89
2′2.3 CO'	6,785	28
2′2.4 CH_4'	1,195	5
2′2.5 H_2'	—	—
2′2.6 N_2'	1,251,907	5.242
2′2.7 H_2O'	138,345	579
2′.2.8 Entalpia totală a gazelor arse umede	1.946,572	8 149
2′3 Pierderi cu apa de răcire	713,005	2 985
2′4 Pierderi în spațiul înconjurător	511,726	2 143
2′5 Pierderi în fundație	9,513	40
2′6 Total pierderi de căldură	3329,599	13 940
3′ Diferențe	0,003	—
4′ Total ieșiri = Q_e	12703,501	53.187

C. Bilanțul termic tehnologic. Conturul B

La acest bilanț termic, conturul este micșorat la cel indicat în figura 1 *B*. Suma intrărilor la bilanțul de materiale se reduce la 62319,87 kg/h deoarece nu mai intră aerul rece pentru amestec (Va_1 fig. 3, tab. 6). Suma ieșirilor se reduce la aceeași mărime, în loc de Va și Va_4 apărînd Va_2.

Tabelul 8

Indici

Denumirea	Valoarea
Randamentul termic al instalației	$\eta_{pr} = Qu/Qe = 0,7379$
Randamentul utilizării energiei chimice a CO	$\eta_{CO} = \frac{CO \cdot V_{gc} - CO' V_{ga}}{CO \cdot V_{gc}} = 0,9719$
Idem a gazului de combustie	$\eta_{comb} = H_i^r / H_i^t = 0,9730$
Puterea calorică inferioară a gazului de combustie uscat	H_i^t Kcal/m_0^3 = 1095,51
Idem la ardere reală (incompletă)	H_i^r Kcal/m_0^3 = 1065,93
Puterea calorică inferioară a gazelor arse uscate	Kcal/m_0^3 = 16,67
Căldură consumabilă din V_{gc} la ardere completă	Mcal/t fontă : 880,90
Căldură consumată din V_{gc} la ardere reală	Mcal/t fontă = 857,12
Consum specific de gaz de combustie	m_0^3/m_0^3 V_a = 0,97065
	m_0^3/t fontă = 804,10
Consum specific de căldură	Q_i Kcal/m_0^3 V_a = 436,809
Volumul relativ al aerului de combustie	Q_iMcal/t fontă = 907 897
	V_{ac}/V_{gc} m_0^3/m_0^3 = 1,03024
Volumul relativ al gazelor arse uscate	V_{ga}/V_{gc} m_0^3/m_0^3 = 1,7743
Proporția de aer rece de amestec	$V_{a1}/(V_{a1}+V_{a2})$ m_0^3/m_0^3 = = 0,0762
Volumul de aer de combustie stoichiometric necesar	V_{ac}^{st} m_0^3/m_0^3 V_{gc} = 0,94982
Coeficientul excesului de aer	$\lambda = V_{ac}/V_{ac}^{st}$ = 1,0847
Idem, calculat din compoziția V_{gc} și V_{ga}	$\chi = 1 + \frac{CO_2+CO+CH_4}{CO_2'+CO'+CH_4'} \cdot \frac{O_2' - 0,5(CO'+H_2') - 2CH_4'}{0,5\,(CO+H_2)+2CH_4} = 1,0847$

Tabelul 9

Comparație între randamentele termice

Bilanțul termic	Q_u Mcal/h	Q_e Mcal/h	η_{pr}
A. Contur A	9 373,9	12 703,5	0,7379
C. Contur B	9 462,4	12 658,3	0,7475
B. Contur A	9 373,9	13 036,3	0,7191
D. Contur B	9 462,4	12 991,1	0,7284

Aceste modificări ale bilanțului de materiale se reflectă în bilanțul termic : la intrări de căldură nu mai apare în contur entalpia aerului rece de amestec, iar la ieșiri de căldură nu se mai evidențiază pierderile de căldură cu aerul cald la dispozitivul de insuflare în furnal, pierderea de căldură în apa de răcire a elementului din conducta scoasă din contur, ca și pierderile

de căldură prin convecție și radiație, în spațiul înconjurător, ale aceluiași segment de conductă.

Suma căldurii intrate, respectiv ieșite, se micșorează la 12658,28 Mcal/h, iar căldura utilă este reprezentată de entalpia aerului cald Va_2 (tab. 3). Randamentul termic devine $\eta_{pr} = 0{,}7475$.

D. Bilanțul termic energetic. Conturul B

Pe baza principiilor enunțate la bilanțul B, s-a încheiat și bilanțul termic energetic pentru acest contur.

Bilanțul de materiale este același ca și la bilanțul C.

În funcție de metoda de reprezentare și de contur, pentru aceeași perioadă de funcționare rezultă randamente termice diferite, după cum reiese din tabelul 9.

Concluzii

În vederea încheierii bilanțului termic al instalației de preîncălzire a aerului pentru furnal, se recomandă conturul de bilanț care cuprinde și instalația de realizare a diluției termice (fig. 1, *A*).

Este necesară măsurarea temperaturii aerului cald și înainte de amestec, atît pentru calculul bilanțului termic, pentru controlul funcționării instalației care realizează diluția termică, cît și al regimului de încălzire a cauperelor și a conductei de colectare a aerului cald.

O mărime importantă este debitul de aer efectiv insuflat în furnal, stabilit prin calcul, și care permite precizarea pierderilor globale de aer din instalație. Defalcarea piederilor globale de aer este foarte aproximativă, rezultînd că un volum mic de pierderi este o condiție pentru încheierea unui bilanț care să oglindească o stare de fapt.

Aplicarea metodei celor patru ecuații-bilanț, pentru încheierea bilanțului de materiale și termic al instalației de preîncălzire a aerului, poate permite o corectare a unor mărimi care stau la baza calculului, în sensul apropierii acestora de mărimile reale. Astfel, în situația ideală a tehnologiei perfecte, în care toate mărimile folosite în calcul corespund stării reale, de fapt ele sînt identice cu cele calculate.

Bilanțul termic tehnologic corespunde cerințelor exploatării. El devine identic cu bilanțul energetic în cazul utilizării integrale a energiei chimice a combustibilului, deci al arderii sale complete.

Metoda celor patru ecuații — bilanț poate furniza un program de calculator de bază sau suplimentar.

În cazul opririi unui cauper din trei, calea de compromis la nivelul producției și al consumului specific de combustibil al furnalului a constat în reducerea la un nivel adecvat a consumului zilnic de combustibil, respectiv a debitului de aer destinat încălzirii în caupere.

BIBLIOGRAFIE

[1] Berinde, T. și colectiv. *Întocmirea și analiza bilanțurilor energetice în industrie.* Vol .II, București, Ed. tehnică, 1976.

[2] Pilly, N. *Aspecte ale utilizării raționale a căldurii în instalația de preîncălzire a aerului pentru furnal.* Sesiunea de comunicări științifice consacrată „Zilei metalurgistului", București, 12—14 sept., 1973.

[3] Pilly, N. În: Rev. Metalurgia, R.S.R., nr. 4, 1985, p. 173—179.

[4] Pilly, N. În: Rev. Metalurgia, R.S.R., nr. 5, 1984, p. 234—235.

Cercetări privind stabilirea tehnologiei de valorificare a măruntului de minereu de crom neutilizabil în procesul de fabricare a ferocromului

Ing. Paula Rozolimo și ing. Vlădescu M.
Institutul de cercetări metalurgice
București

CZ : 669.168

Pentru a asigura o funcționare normală a cuptorului electric cu arc de elaborare a ferocromului, în vederea obținerii unor indicatori tehnico-economici corespunzători, minereul de crom introdus în cuptor trebuie să aibă o granulație cuprinsă între 10 și 70 mm. Din această cauză, acest minereu trebuie să fie concasat și sortat la granulația corespunzătoare, înainte de a fi încărcat în cuptor.

În urma concasării și sortării minereului de crom, în depozitul de materii prime la uzina de feroaliaje a Combinatului metalurgic — Tulcea, rezultă o cantitate importantă de mărunt sub 10 mm care nu poate fi întrebuințat ca atare.

În scopul introducerii în circuitul economic a măruntului de minereu de crom s-a pus problema găsirii unui procedeu de transformare în bucăți a acestui mărunt de minereu de crom, procedeu care să asigure un produs cu proprietăți fizico-chimice corespunzătoare utilizării lui în încărcătura cuptorului electric de elaborare a ferocromului.

Procedeele folosite în acest scop au fost aglomerarea și brichetarea.

Compoziția chimică medie a măruntului de minereu de crom rezultat este următoare, %:

Cr_2O_3	= 43,02
Al_2O_3	= 13,05
CaO	= 0,41
SiO_2	= 7,30
MgO	= 17,67
MnO	= 0,61
Fe_2O_3	= 15,20

Sterilul minereului de crom prezintă un caracter acid, indicele de bazicitate fiind :

$$\frac{CaO + MgO}{SiO_2 + Al_2O_3} = \frac{0,41 + 17,67}{7,30 + 13,05} = 0,88$$

Compoziția granulometrică a măruntului de minereu de crom ce a stat la baza experimentărilor a fost următoarea, %:

	+ 10 mm	= 2,0
8	— 10 mm	= 5,0
5	— 8 mm	= 5,0
3	— 5 mm	= 4,0
1	— 3 mm	= 1,80
0,63	— 1 mm	= 8,1
0,3	— 0,63 mm	= 11,6
0,2	— 0,3 mm	= 13,3
0,1	— 0,2 mm	= 16,7
	— 0,1 mm	= 15,3

Dimensiunea medie a granulelor de mărunt este de 0,4 mm, deci este un minereu foarte fin.

Experimentările de aglomerare s-au efectuat pe o instalație tip cuvă de aglomerare (instalație discontinuă), utilizînd măruntul de minereu de crom la granulația inițială cu o cantitate de retur recirculată în șarjă de 35—40% (raportată la cantitatea de minereu, fără fondant).

Analiza tehnică a cocsului mărunt utilizat la experimentări a fost următoarea, %:

$A^{anh.} = 16,38$

$V^{anh.} = 2,88$

$C_{fix}^{anh.} = 80,74$

$S_{tot}^{anh.} = 1,20$

$W^a = 0,97$

Compoziția granulometrică a cocsului ce a stat la baza experimentărilor a fost următoarea, %:

	+ 2 mm	= 17,8
1	— 2 mm	= 18,2
0,63	— 1 mm	= 15,6
0,30	— 0,63 mm	= 18,7
0,20	— 0,30 mm	= 11,9
0,10	— 0,20 mm	= 12,7
	— 0,10 mm	= 5,1

Pentru a se putea face o comparație între capacitatea de aglomerare a minereului de crom și cea a minereului de fier, rezultatele obținute în timpul încercărilor cu mărunt de minereu de crom s-au comparat cu rezultatele obținute la încercările de aglomerare efectuate cu amestecul omogenizat de minereu de fier.

Stabilirea consumului optim de combustibil s-a efectuat pe baza echilibrării returului, gra-

dul de echilibrare a returului fiind calculat cu relația :

$$E = \frac{R_r}{R_i} \cdot 100,$$

în care :

E este gradul de echilibrare a returului, % :
R_r — cantitatea de retur rezultată (fracția granulometrică — 8 mm), kg ;
R_i — cantitatea de retur încărcată în cuvă, kg.

În cursul încercărilor s-a urmărit echilibrarea returului pentru valori de 100 ± 5%.

În timpul experimentărilor au fost menținute constante condițiile de amestecare a încărcăturii, modul de încărcare a amestecului în cuvă, modul de aprindere a șarjei, înălțimea stratului de aglomerare (380 mm).

Productivitatea instalației s-a calculat cu ajutorul relației :

$$P = \frac{(G_{agl.} \cdot - G_{ret} - G_{pat}) \cdot 60}{S_{cuvă} \cdot t_{agl.}},$$

în care :

P este productivitatea instalației, kg/m² ·h ;
$G_{agl.}$ — cantitatea totală de aglomerat produs, kg ;
$G_{ret.}$ — cantitatea de retur rezultată, kg ;
G_{pat} — cantitatea de pat de aglomerare, kg ;
$S_{cuvă}$ — suprafața de aglomerare, m² ;
$t_{agl.}$ — durata aglomerării șarjei, min ;

Tabelul 1

Caracteristica de aglomerare	UM	Mărunt de minereu de crom		Amestec omogenizat de minereu de fier
a. Compoziția :				
— Mărunt de minereu de crom	%	100	100	—
— Amestec omogenizat de minereu de fier	%	—	—	100
— Adaosuri la aglomerare				
Cocs	%	9,07	8,66	5,68
Calcar	%	—	—	15,0
Retur	%	35,0	40,0	35,0
b. Caracteristicile amestecului de aglomerare :				
— Umiditatea	%	6,6	6,5	7,4
— Greutatea volumetrică	kg/dm³	3,31	3,33	2,48
c. Parametrii procesului de aglomerare :				
— Depresiunea sub grătar :				
Inițială	mmHg	73,4	68,2	74,8
Finală	mmHg	45,6	45,2	19,8
— Temperatura maximă sub grătar	°C	536	494	524
— Viteza verticală de aglomerare	mm/min	8,92	9,54	18,8
— Durata de aglomerare	min	42,6	39,8	20,2
d. Indicatorii tehnico-economici :				
— Consumul specific de minereu	kg/t ·agl	1401,1	1413,1	1095,6
— Consumul specific de cocs	kg/t ·agl	123,2	122,0	71,5
— Productivitatea instalației de aglomerare	kg/m² · h	677,3	683,1	1452,1
e. Caracteristicile aglomeratului produs :				
— Compoziția chimică a aglomeratului :				
— Cr_{tot}	%	28,70	28,96	—
— Fe_{tot}	%	10,37	10,55	58,12
— Cr_2O_3	%	41,91	42,29	—
— SiO_2	%	7,65	8,96	7,05
— CaO	%	0,44	0,55	12,27
— MgO	%	16,28	17,98	0,63
— Al_2O_3	%	16,37	15,21	2,26
— MnO	%	0,87	0,87	0,97
— S	%	0,006	0,007	0,01
— CaO/SiO_2	—	0,057	0,062	1,74
— Compoziția granulometrică a aglomeratului :				
+30 mm	%	35,3	37,3	30,6
20—30 mm	%	3,7	3,5	6,7
10—20 mm	%	24,6	20,2	27,4
8—10 mm	%	5,6	6,0	5,8
5— 8 mm	%	12,2	14,6	15,2
— 5 mm	%	18,6	18,4	14,4
— Rezistența mecanică la tobă a aglomeratului :				
Fracția — 5 mm	%	19,1	19,0	17,1

În cadrul experimentărilor de aglomerare s-au stabilit caracteristicile amestecului de aglomerare, parametrii procesului de agolmerare, caracteristicile aglomeratului produs, precum și indicatorii tehnico-economici ai procesului.

Datele experimentale medii stabilite pentru șarjele cu mărunt de minereu de crom și pentru cele cu amestec omogenizat de minereu de fier sînt prezentate în tabelul 1.

Experimentările de aglomerare au dus la următoarele concluzii:

Minereul mărunt de crom posedă o capacitate bună de aglomerare, aglomeratul produs avînd caracteristici corespunzătoare (atît din punct de vedere al rezistenței mecanice, cît și al compoziției chimice) pentru utilizarea lui în încărcătura cuptorului electric de elaborare a ferocromului.

Productivitatea medie a instalației la aglomerarea minereului mărunt de crom este de circa două ori mai mică decît la aglomerarea minereului de fier, 680 kg/m^2 · h față de 1 450 kg/m^2 · h.

Consumul specific mediu de cocs mărunt la aglomerarea minereului mărunt de crom este mult mai mare decît cel înregistrat la aglomerarea minereului de fier: 123,2 kg/t aglomerat, față de 71,5 kg/t aglomerat.

În scopul stabilirii tehnologiei de valorificare a mărunțului de minereu de crom, s-au efectuat și experimentări de brichetare. Experimentările de brichetare s-au efectuat pe trei clase granulometrice 0—10 mm, 0—5 mm și 0—3 mm. Ca lianți s-au utilizat silicatul de sodiu și dextrina.

Determinările de rezistență la compresiune a brichetelor, efectuate după o zi, șapte zile și treizeci zile, au demonstrat că mărunțul de minereu de crom posedă o capacitate bună de brichetare, obținîndu-se după treizeci de zile o rezistență medie la compresiune a brichetelor (fracția granulometrică 0—10 mm) cu dextrină de cca 160 kgf/brichetă, iar la cele cu silicat de sodiu de cca 164 kgf/brichetă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Vegman, E. F. *Teoria și tehnologia aglomerării*, Moscova Metalurghiia, 1974.

[2] Windship, W. D. *Brichetarea, soluție economică pentru producerea ferocromului în Africa de Sud*, In: The International Briquetting Association, Fifteenth Biennial Conference,Anglia, August, 22—25, 1977.

[3] Ghimmelfarb, A. A. *Reducerea termică a aglomeratului ferocromic*. În: Izvestia vissih ucebnih zavedenii, Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S., nr. 12, 1983.

[4] Ravici, B. M: *Brichetarea în metalurgia neferoasă și în siderurgie*, Moscova, Metallurghüa, 1975.

[5] Melnicenko, A. A. Obținerea ferocromului carburat din brichete. In Stal, U.R.S.S. nr. 1, 1968.

Considerații privind perfecționarea producției de oțel

Prof. Tripșa I.
Institutul politehnic — București

CZ : 669.18

Creșterea producției de oțel

Hotărîrile Congresului al XIII-lea al Partidului Comunist Român ne obligă ca, pe baza unor profunde analize științifice a tuturor tehnologiilor folosite în industrie, să trecem la înlocuirea celor care nu asigură o eficientă folosire a materialelor și a energiei, în unele cazuri fiind necesară renunțarea la concepțiile și comoditățile vechi și adoptarea unei poziții consecvent revoluționare. Adoptarea unei asemenea poziții este de mare importanță economico-socială mai ales în industriile de bază ale economiei naționale, în care se pot obține avantaje economice deosebite cu influențe puternice asupra creșterii avuției naționale și a bunăstării întregului popor.

În industria oțelului, principalele materii prime sînt fonta, folosită în cea mai mare parte în stare topită, și fierul vechi, ambele materiale avînd practic aceeași valoare metalurgică, deoarece dintr-o tonă de fontă se produce practic aceeași cantitate de oțel, cantitate ce depinde de procedeul de elaborare și mai exact de scoaterea de oțel lichid asigurată de procedeul de elaborare. Cea mai mică scoatere de oțel din încărcătura metalică formată din fontă și fier vechi, de numai 87 %, o asigură elaborarea oțelului în convertizoare cu suflarea pe sus a oxigenului, denumite în literatura de specialitate convertizoare LD. Cea mai mare scoatere de oțel din încărcătura metalică, de 92—96 %, o asigură elaborarea oțelului în cuptoare electrice cu arc sau inducție, cu cel puțin 5 % mai mare decît la convertizoare.

Scoaterea mică de oțel lichid din încărcătura metalică a convertizoarelor cu suflarea pe sus a oxigenului se explică prin pierderile datorate fumului brun, conținînd oxizi de fier, prin producerea stropilor și erupțiilor proiectate în afara convertizorului sau picăturilor antrenate mecanic cu zgura afară din convertizor, precum și prin conținutul mare de oxizi de fier din zgura finală. Noile tehnologii care se aplică în unele țări, în special în Japonia, ca de exemplu elaborarea oțelului cu puțină zgură, suflarea combinată a oxigenului și a gazelor inerte pe sus și pe jos, rotirea lăncii în timpul suflării oxigenului ș. a. permit creșterea scoaterii de oțel lichid pînă la 91 %.

De remarcat este și faptul că, pe lîngă materiile de bază (fonta și fierul vechi), și alte materiale folosite la elaborarea oțelului conțin fier, de regulă sub formă de oxizi sau de feroaliaje, contribuind la creșterea scoaterii de oțel în funcție de consumul, de conținutul în fier și de trecerea acestuia în baia metalică. Cel mai important dintre aceste materiale este minereul de fier, conținînd, de regulă, peste 55 %Fe, astfel încît din fiecare tonă folosită la elaborare se obține un plus de 400—500 kg de oțel, în funcție de condițiile reale ale proceselor fizico-chimice.

Încă înaintea anului 1950, profesorul elvețian Robert Dürer, care a adus cea mai mare contribuție la dezvoltarea procedeului de elaborare a oțelului în convertizoarele cu oxigen, a stabilit că reacțiile de oxidare a elementelor însoțitoare (carbon, siliciu, mangan, fosfor) și chiar a unei părți din fier cu ajutorul oxigenului gazos dezvoltă atît de multă căldură, încît baia metalică se poate încălzi peste 2 000°C, în care caz zgura atacă puternic căptușeala refractară a convertizorului, pe care o perforează. De aici concluzia profesorului Dürer, aplicată la fiecare șarjă elaborată, că baia metalică din convertizorul cu oxigen trebuie răcită prin adăugarea unor cantități de fier vechi sau de minereu de fier. Puterea de răcire a minereului de fier este de trei ori mai mare decît puterea de răcire a fierului vechi; ca urmare mărimea adaosului de minereu este de trei ori mai mică decît a fierului vechi, reprezentînd circa 100 kg/t de fontă lichidă față de circa 300 kg fier vechi [1].

Pentru un conținut de 55 % Fe în minereu și la o trecere de 70 % a fierului în baia metalică, rezultă că pentru fiecare tonă de fontă se va obține un plus de oțel din fierul minereului de : $100 \cdot 0{,}55 \cdot 0{,}7 = 38{,}5$ kg. Pentru un conținut de impurități de circa 5 % și cu un total de pierderi în fumul brun, stropi și zgură de 7 %, rezultă că la răcirea băii metalice cu fier vechi pentru fiecare tonă de fontă se va obține un plus de oțel de $300 \cdot 0{,}88 = 264$ kg, adică cu 225,5 kg mai mult oțel decît în cazul răcirii băii metalice cu minereu de fier.

Deoarece fierul vechi este întodeauna mai ieftin decît fonta, prețul lui reprezentînd 60—85 % din prețul fontei, răcirea cu fier vechi are marele avantaj al reducerii costului oțelului produs în convertizoare cu oxigen. De aceea, răcirea băii metalice cu fier vechi s-a generalizat la toate convertizoarele cu oxigen într-o lungă perioadă de timp (1952—1972), cu toate dezavantajele, în primul rînd tehnologice, pe

care le prezintă : nepotrivirea în timp a răcirii (fierul vechi se introduce înaintea începerii suflării oxigenului, răcind fonta lichidă tocmai cînd este nevoie de un plus de căldură, deoarece amorsarea procesului de oxidare a fontei cu oxigen gazos se produce la 1 460—1 470°C [2], iar în acest moment fonta în convertizor are numai 1 240—1 290°C. Excesul de căldură se degajă mai tîrziu), dificultăți în formarea timpurie a zgurei active din cauza conținutului mai mic de oxizi de fier în zgura primară ș.a.

Răcirea băii metalice cu minereu se poate face pe tot parcursul suflării oxigenului în convertizor în debite care țin seamă de căldura degajată în urma reacțiilor de oxidare. Această modalitate de răcire a băii metalice are dezavantajul introducerii în convertizor a unei cantități suplimentare de SiO_2 (al cărui conținut în minereu este limitat la sub 6%), necesitînd un consum suplimentar de var.

Unele țări cu veche tradiție industrială, cum sînt S.U.A., Anglia, R.F.G. și Franța, care dispun de o bogată zestre metalică, din care se formează anual o cantitate mare de fier vechi, peste posibilitățile de folosire (de altfel aceste țări exportă mari cantități de fier vechi), sînt interesate în creșterea adaosului de fier vechi în convertizoarele cu oxigen, chiar peste adaosul necesar răcirii băii metalice, de circa 30%. Aceste țări au pus la punct și folosesc metode eficiente de suplimentare a bilanțului termic al convertizorului prin : *1*) arderea parțială a monoxidului de carbon în convertizor deasupra băii metalice prin introducerea unei cantități suplimentare (15—40%) de oxigen cu ajutorul unui circuit suplimentar de oxigen prin lance și *2*) prin arderea cu oxigen a unei cantități de cocs sau antracit introdus cu încărcătura metalică sau insuflat cu gaze, mai ales pe la partea inferioară a convertizorului. S-a ajuns astfel la adaosuri de 400 și chiar 450 kg fier vechi pe tona de fontă.

Mai mult chiar, firmele Sumitomo în Japonia [3] și Maximilianshütte în R.F.G. [4] au pus la punct funcționarea convertizoarelor cu oxigen (suflat pe sus—Sumitomo și pe jos—Maximilianshütte) în regim de gazogen, demonstrînd că pentru fiecare tonă de cărbune introdusă în baia metalică se poate topi o cantitate de aproape două tone fier vechi, ceea ce face posibilă elaborarea oțelului în convertizoare, practic numai din fier vechi.

Este însă necesar să se observe că toate metodele de mărire a bilanțului termic al convertizorului cu oxigen permit introducerea în baia metalică a unor cantități suplimentare de minereu de fier (în proporția arătată de 1 la 3 față de cantitatea de fier vechi) și transformarea unei părți din fierul conținut în oțel.

Revenind la problema de bază a găsirii unei mai bune căi de transformare în oțel a fontei și fierului vechi, este necesar să se compare următoarele două situații: producerea oțelului în convertizoare folosind 850—880 kg fontă și 250—220 kg fier vechi pe tona de oțel și producerea în convertizor a oțelului folosind în încărcătură fontă lichidă, fierul vechi din deșeurile oțelăriei și minereu de fier pentru răcire. Calculele s-au executat în ipoteza că ar urma ca prin tehnologia folosită în prezent să se producă 14 mil. tone oțel pe an. În acest caz, va fi nevoie de $0{,}88 \cdot 14 = 12{,}32$ mil. t fontă și $0{,}22 \cdot 14 = 3{,}08$ mil. t fier vechi. În total, va fi folosită o încărcătură metalică de 15,4 mil. t (12,32 + 3,08) și se va asigura o scoatere de $(14 : 15{,}4) \cdot 100 = 91\%$, mai mare decît în prezent, deoarece se consideră că se vor aplica toate metodele cunoscute și altele noi, încă necunoscute, pentru a mări scoaterea de oțel la convertizoarele cu oxigen.

Considerînd că deșeurile proprii din oțelăriile cu convertizoare vor totaliza 80 000 t fier vechi care urmează să se folosească în continuare în convertizoare, se va disponibiliza o cantitate de fier vechi de 3 mil. t, care va putea fi folosită la elaborarea oțelului în cuptoare electrice cu arc. Se va produce o cantitate de oțel electric suplimentară față de cea planificată de $0{,}96 \cdot 3\,000\,000 = 2\,880\,000$ t.

Dacă nu se introduc cele 3 mil. t fier vechi în convertizoare, este necesară folosirea a încă 1 mil. tone de minereu de fier cu minimum 55% Fe și maximum 6% SiO_2 pentru răcirea băii metalice. Din acest minereu se va produce o cantitate de oțel egală cu $1\,000\,000 \cdot 0{,}55 \cdot 0{,}9 = 495\,000$ t, care va diminua întrucîtva reducerea producției de oțel din convertizoare. Într-adevăr, din cele 3 mil. t fier vechi care nu se vor folosi în convertizor nu se vor produce $0{,}91 \cdot 3\,000\,000 = 2\,730\,000$ t oțel. Cu alte cuvinte, în convertizoare se va produce o cantitate de oțel egală cu $14{,}000 - 2{,}730 + 0{,}495 = 11{,}765$ mil. t (cu 2,235 mil. t/an oțel mai puțin).

Adăugînd cantitatea de oțel electric produsă în plus din cele 3 mil. t fier vechi, rezultă o producție totală de 14,645 mil. t, cu un plus de 645 000 t peste producția anuală planificată inițial de 14 mil. t.

Rezultă cu claritate concluzia că din aceeași cantitate de 15 400 000 t încărcătură metalică se va obține în varianta cu tehnologia actuală (folosind 3 080 000 t fier vechi în convertizoare) o producție de 14 mil. t oțel, iar în varianta cu tehnologiile propuse (răcirea băii metalice în convertizoare mai ales cu minereu de fier și folosirea fierului vechi mai ales în cuptoare electrice), 14,645 mil. t oțel, adică cu 645.000 t oțel mai mult. Această cantitate suplimentară de oțel rezultă din minereul de fier folosit în plus la convertizoare (495 000 t) și din scoa-

terea mai mare de oțel lichid la elaborarea oțelului în cuptoare electrce (96 %), față de convertizoare—91 % (0,05 · 3 000 000 = 150 000 t). Este necesar să se precizeze că cele 495 000 t oțel produse din minereu în convertizor economisesc o importantă cantitate de cocs, față de situația în care minereul s-ar introduce în furnal pentru producerea fontei, iar fonta rezultată s-ar transforma în oțel în convertizor (consumînd 27 mil. m^3 oxigen). Această economie de cocs reprezintă la un consum de cocs de 500 kg/t fontă :

$$495\,000 \cdot \frac{100}{91} \cdot 0{,}5 = 250\,000 \text{ t cocs},$$

iar la un preț de 50 $/t cocs, un efort valutar de 12,5 milioane $.

Se vor consuma în plus 1 mil. t minereu de fier, reprezentînd un efort valutar de 11 mil. $, deci o economie de 1,5 mil. $ (la prețul minereului de 11 $ /t).

Pentru a întări și mai mult ideea necesității schimbării orientării în producția de oțel, se menționează că prețul minereurilor de fier pe piața mondială a scăzut în ultimii ani, așa cum rezultă din tabelul 1, și va continua să scadă [5].

Tabelul 1

Prețul la minereu și pelete de fier pe piața europeană (prețul FOB în cenți S.U.A. pe 1 % Fe într-o tonă de minereu)*

Firma exportatoare	Tipul minereului	1982	1983	1984
Hanna Mining, Canada	concentrat	33,0	29,3	26,8
LKAB, Canada	mărunt	36,2	31,6	27,7
	pelete	50,2	41,0	38,6
Vale de Rio Doce, Braziliă	mărunt	32,5	29,0	26,2
	pelete	46,0	37,3	36,0
SNIM, Mauritania	mărunt	34,0	30,7	27,7
ISCOR, Africa de Sud	mărunt	31,4	27,9	20,6
	bucăți	35,9	31,3	24,0
Hammersley, Australia	mărunt	40,4	34,9	32,9
Sydvaranger, Norvegia	pelete	49,0	40,5	38,0

* După Metals and Minerals International, 1983, nr. 3, p. 13 și Metal Bulletin, 1984, nr. 6869, p. 29

În Japonia, țară importatoare atît de minereu, cît și de cocs (cărbune cocsificabil) ponderea fontei în încărcătura metalică a convertizoarelor a crescut, odată cu creșterea cantității de minereu folosit la răcirea băii metalice, așa cum rezultă din tabelul 2 [6].

În același timp, în Japonia, s-a redus ponderea convertizoarelor și a crescut ponderea

Tabelul 2

Ponderea fontei în încărcătura metalică a convertizoarelor cu oxigen. Ponderea convertizoarelor și a cuptoarelor electrice în producția totală de oțel a Japoniei

	1975	1980	1982	1983	1984
Ponderea fontei în încărcătura convertizoarelor, %	88	91,8	94,3	95,8	*
Ponderea convertizoruiui în producția totală de oțel, %	82,5**	75,5	73,4	71,6	72,4
Idem a cuptoarelor electrice, %	16,4	24,5	26,6	28,4	27,6

* — nu sînt date
** —s-a produs oțel și în cuptoare Martin (1,1 %)

cuptoarelor electrice în producția totală de oțel de la 82,5, respectiv 16,4 % în 1975 la 72,4, respectiv 27,6 % în 1984, dovadă că fierul vechi disponibilizat la convertizoare a fost folosit în cuptoare electrice. De menționat este și faptul că din cele 20 mari combinate siderurgice cu producție integrată (de la aglomeratoare și cocserie la laminoare finisoare) numai un singur combinat are oțelărie electrică. În schimb, funcționează 24 miniuzine siderurgice cu oțelărie electrică, turnare continuă și laminor. Cu alte cuvinte, marile combinate siderurgice japoneze cedează fierul vechi inclusiv șutajele de la laminoarele proprii miniuzinelor, cu toate că fierul vechi este mai ieftin decît fonta. Această situație poate fi explicată numai prin aplicarea unei politici deliberate în orientarea producției de oțel. Că lucrurile stau așa o dovedește și mica diferență între prețurile fontei (15 700 yeni/t) și fierului vechi (15 000 yeni/t) [17]. Iată deci că Japonia aplică deja măsurile preconizate mai sus.

Micșorarea costului oțelului

Producerea unei cantități mai mari de oțel în cuptoare electrice și micșorarea producției de oțel în convertizoare cu oxigen necesită o atentă comparare costului pentru cele două procedee. Se prezintă în continuare rezultatele studiilor întreprinse în Japonia, S.U.A. și U.R.S.S. pe această problemă.

În Japonia s-a ajuns la concluzia că oțelul electric este cu circa 7 % mai ieftin chiar în condițiile în care fierul vechi este aproape tot așa de scump ca și fonta [8]. S-a comparat costul oțelului electric produs într-o oțelărie cu 4 cuptoare de 200 t capacitate, cu transformatoare de 75 % MVA, oțelărie care produce 2 mil. t/an, cu cel dintr-o oțelărie cu 2 convertizoare de 200 t. Ambele oțelării se construiesc în 6 ani, investind-se 10 300 yeni/t, respectiv 21 800 yeni/t (de 2,1 ori mai mult în oțelăria cu

convertizoare), ceea ce determină nivelul cheltuielilor fixe (24 %) de 2 470 yeni/t, respectiv 5 230 yeni/t (tab.3).

Din partea firmei Union Carbide S.U.A., s-a prezentat o comunicare la Congresul mondial de electrotehnică, Moscova, 1977, privind folosirea peletelor metalizate în cuptoare electrice.

Tabelul 3

Compararea costurilor la oţelul electric şi de convertizor produs în Japonia

Cheltuieli	Convertizoare		Cuptoare electrice	
	consum	yeni/t	consum	yeni/t
Materii prime şi auxiliare	—	17 950	—	16 300
Din care :				
— fontă, t	0,88	13 815	—	—
— fier vechi, t	0,22	3 300	10,6	15 900
Cheltuieli de prelucrare	—	4 955	—	7 525
Din care : — manopera	—	450	—	490
— oxigen, 100 m³	52	1 300	—	—
— energie electrică, MJ	76	80	1800	1 900
— turnare continuă	—	1 500	—	1 500
Cheltuieli fixe	—	5 230	—	2 470
Total	—	28 135	—	26 295

Tabelul 4

Compararea costurilor la oţelul electric şi de convertizor produse în S.U.A.

Cheltuieli	Convertizoare		Cuptoare electrice	
	consum	$/t	consum	$/t
Materii prime şi auxiliare	—	115,70	—	73,85
Din care :				
— fontă, t	0,86	94,10	—	—
— deşeuri proprii, t	0,13	5,85	0,13	5,85
— fier vechi cumpărat, t	0,18	13,50	0,96	66,60
Cheltuieli de prelucrare	—	15,40	—	36,70
Din care : — manoperă	—	3,75	—	4,55
— energie electrică	—	0,60	—	10,60
— oxigen	—	1,54	—	0,09
— electrozi	—	—	—	10,32
Cheltuieli fixe (20 %)	—	68,80	—	18,00
	—	199,90	—	128,60

În această comunicare se face şi comparaţia costului oţelului electric produs într-o oţelărie de 1 mil. t/an capacitate şi al oţelului de convertizor produs într-o oţelărie de 2 mil. t/an capacitate, rezultînd că primul este cu circa 35 % mai ieftin (tab. 4).

Ca şi în Japonia, investiţia specifică în oţelăria electrică (90$/t) este mult mai mică decît în oţelăria cu convertizoare (344 $/t).

În tabelul 5 sînt prezentate rezultatele amplului studiu efectuat de A. N. Morozov [7] privind unele cheltuieli de producţie ale oţelurilor în condiţiile U.R.S.S., rezultînd un avantaj de circa 8 % pentru oţelul electric. Şi în calculele lui A. N. Morozov, investiţia specifică în oţelăria electrică (148,8 rbl/t) este mai mică decît în oţelăria cu convertizoare

Tabelul 5

Compararea unor cheltuieli de producţie ale oţelului electric şi ale oţelului de convertizor în U.R.S.S.

Cheltuieli	Convertizoare		Cuptoare electrice	
	consum	rbl/t	consum	rbl/t
Fontă, t	0,81	30,45	—	—
Deşeuri proprii, t	0,15	—	0,15	—
Fier vechi cumpărat, t	0,15	4,50	0,905	27,20
Var, t	0,09	0,90	0,05	0,50
Aglomerat, t	0,02	0,22	0,02	0,22
Oxigen, 1 000 m³	0,06	0,30	0,015	0,08
Cocs, t	—	—	0,01	0,25
Electrozi, t	—	—	0,006	5,70
Total	—	37,38	—	34,0

(259,5 rbl/t), cu menţiunea că s-au calculat toate investiţiile, de la minerit pînă la turnarea oţelului.

Concluzia acestui capitol este că atît investiţia, cît şi costul sînt mai mici în oţelăriile electrice decît în cele cu convertizoare.

Oţel cu consumuri mici de energie

Problema consumului total de energie, începînd de la minerit şi pînă la turnarea oţelului, este de aşa mare importanţă, încît nu mai este necesară nici o argumentare. În tabelul 6 se prezintă rezultatele studiilor lui A. N. Morozov [7] pentru condiţiile din U.R.S.S.

Tabelul 6

Compararea consumurilor integrate de energie electrică (kWh/t) la producerea oţelului în convertizoare şi în cuptoare electrice

Materiale	Convertizoare		Cuptoare electrice	
	consum	kWh/t	consum	kWh/t
Fontă, t	0,81	207,0	—	—
Fier vechi cumpărat, t	0,15	36,0	0,905	22,60
Oxigen, 1 000 m³	0,06	3,8	0,02	12,0
Cocs, t	—	—	0,01	1,5
Electrozi, t	—	—	0,006	90,0
Consum în oţelărie	—	30,0	—	550,0
Total	—	277,0	—	676,0

Rezultă că oţelul electric are un consum integrat de energie electrică cu circa 400 kWh mai mare decît oţelul de convertizor, ceea ce este bine cunoscut.

La aceste consumuri de energie electrică trebuie însă să se adauge consumurile energetice datorate folosirii unor combustibili. Astfel la aglomerarea minereului se folosesc 70 kg cocs pe tona de aglomerat, iar la furnale 500 kg cocs şi 1,755 kg aglomerat pe tona de fontă, ceea ce la energia de 29,3 GJ/t cocs totalizează: 29,3 (0,07 · 1,755 + 0,500) = 18,3 GJ/t fontă. Combustibilul gazos consumat la aglomerarea minereurilor de fier reprezintă 1,1 GJ/t fontă. Gazul metan suflat în furnal reprezintă 3,9 GJ/t fontă, iar gazul de furnal folosit de alţi consumatori reprezintă 6,6 GJ/t fontă. Deci în total combustibili: 18,3 + 3,9 — 6,6 = 16,7 GJ/t fontă.

La elaborarea oţelului în convertizoare se consumă 0,81 t fontă/t oţel, ceea ce reprezintă 13,53 GJ/t oţel.

Deoarece în U.R.S.S. în 1977 s-a consumat în toate termocentralele 334 t c.c./kWh energie electrică, Morozov calculează randamentul centralelor la 36,8 % din care scade 7 % pierderile în reţea, ajungînd la un randament de 34,2 % care echivalează cei 13,53 GJ din consumul integrat de combustibili pe tona de oţel de convertizor cu 1 284 kWh energie electrică, care se adaugă la consumul de energie electrică din tabelul 6, rezultînd 1 561 kWh/t.

La consumul de energie electrică pe tona de oţel electric din tabelul 6 se adaugă echivalentul energiei cocsului consumat de 28 kWh, rezultînd un total de 704 kWh/t, de 2,3 ori mai mic decît pe tona de oţel de convertizor.

În tabelul 7 sînt prezentate rezultatele studiului întreprins de Bureau of Mines împreună cu Battle's Institute din S.U.A. [10].

Rezultă un consum integrat de energie de 2,45 ori mai mare pe tona de oţel de convertizor decît pe tona de oţel electric, ceea ce reprezintă un argument deosebit de convingător pentru dezvoltarea rapidă a producţiei de oţel electric, folosind pentru aceasta toate posibilităţile printre care prima este redistribuirea fierului vechi de la convertizoare cu oxigen şi trecerea lor pe tehnologia răcirii băii metalice cu minereu de fier.

Tabelul 7

Compararea consumurilor integrate de energie GJ/t la producerea oţelului în convertizoare şi în cuptoare electrice

Materiale	Convertizoare		Cuptoare electrice	
	consum	GJ/t	consum	GJ/t
Fontă, t	0,81	19,0	—	—
Deşeuri proprii, t	0,15	0,0	0,15	0,0
Fier vechi cumpărat, t	0,15	0,0	0,905	0,0
Aglomerat, t	0,02	0,06	0,02	0,06
Var, t	0,09	0,58	0,05	0,32
Oxigen, 1 000 m³	0,06	0,44	0,015	0,11
Cocs, t	—	—	0,01	0,37
Electrozi, t	—	—	0,006	1,14
Energie electrică, GJ	—	—	1,98	6,20
Total	—	20,06	—	8,20

Orientarea investiţiilor pentru producerea oţelurilor

Pentru obţinerea unei cantităţi suplimentare de 645 000 t oţel pe an din disponibilul de fontă şi fier vechi, este necesară construcţia unui număr corespunzător de cuptoare electrice. Acestea pot fi montate chiar în combinatele siderurgice în care se disponibilizează fierul vechi de la convertizoarele cu oxigen, variantă care are avantajul de a asigura funcţionarea laminoarelor cu întreaga lor capacitate. Dezavantajul acestei prime variante constă în excesiva concentrare a producţiei siderurgice, însoţită de transportul la mare distanţă al fierului vechi şi al laminatelor produse, dezavantaj ce nu poate fi înlăturat în cazul producerii oţelului în convertizoare, deoarece acesta funcţionează cu fontă lichidă şi se amplasează obligatoriu lîngă furnale. În cazul producerii oţelului în cuptoare electrice, acestea pot fi amplasate şi în aşa—numitele miniuzine siderurgice cît mai aproape de resursele de fier vechi şi de consumatorii de laminate. De remarcat sînt avantajele acestor miniuzine, al căror număr este în creştere rapidă: structura simplificată (conţinînd oţelăria electrică cu turnare continuă şi laminoare finisoare, iar în lipsa fierului vechi, şi instalaţii pentru producerea buretelui de fier), suprafaţă limitată (de zece-douăzeci de ori mai mică decît a unui combinat siderurgic), termene scurte de realizare a investiţiei şi investiţia specifică mai mică. În tabelul 8 se prezintă rezultatele calculelor investiţiei specifice în condiţiile U.R.S.S.

După cum s-a arătat mai sus, în condiţiile Japoniei, investiţia specifică pentru o tonă de oţel electric (10 300 yeni) este de 2,1 ori mai mică decît investiţia specifică pentru o tonă de oţel elaborat în convertizor (21 800 yeni) [8], iar în S.U.A. investiţia specifică pentru o tonă de oţel electric (90 $) este de 3,8 ori mai mică decît investiţia specifică pentru o tonă de oţel elaborat în convertizor (344 $) [9]. De menţionat că pentru S.U.A. nu s-au luat în calcul investiţiile pentru producerea energiei electrice şi pentru fabricarea electrozilor.

Apropiate de structura miniuzinelor sînt în R.S.R. oţelăriile noi cu cuptoare electrice şi turnare continuă construite în ultima

Tabelul 8

Compararea investițiilor specifice integrate la producerea oțelului în convertizoare și cuptoare electrice (R/t) [7]

Investiția pentru asigurarea:	Convertizoare		Cuptoare electrice	
	consum	R/t	consum	R/t
Fontei, t	0,81	177,10	—	—
Deșeurilor proprii, t	0,15	—	0,15	—
Fierului vechi cumpărat, t	0,15	6,00	0,905	36,20
Varului, t	0,09	0,75	0,05	0,41
Aglomeratului, t	0,02	1,10	0,02	1,10
Oxigenului, 1 000 m^3	0,06	1,50	0,015	0,38
Cocsului, t	—	—	0,01	1,00
Electrozilor, t	—	—	0,006	14,70
Oțelăriei	—	73,00	—	95,00
Total		259,50		148,80

perioadă. Mai pot fi construite oțelării electrice similare pe lîngă întreprinderile în care funcționează în prezent laminoare sau fabrici de țevi, precum și în cadrul unor combinate de utilaj greu. Este de asemenea rațională amplasarea unor miniuzine pe Dunăre și la Marea Neagră pentru a prelucra fier vechi de import. Astfel se abordează o altă mare problemă, a industriei oțelului din țările care nu dispun de minereuri de fier ca Japonia și Italia. În tabelul 9 se prezintă exportul (la numărător) și importul (la numitor) de fier vechi

Tabelul 9

Exportul (numărător) și importul (numitor) de fier vechi în mil. t/an [11]

Țara	1975	1980	1981	1982	1983
S.U.A.	8,7	10,1	5,8	6,2	6,8
	0,3	0,5	0,6	0,4	*
R.F.G.	2,2	3,1	3,4	2,9	3,0
	1,7	1,5	1,3	1,3	1,3
Anglia	0,9	2,8	3,4	3,1	3,7
	0,1	0,02	0,02	—	0,01
Franța	2,8	3,3	3,2	3,1	3,2
	0,3	0,5	0,3	0,3	0,3
Japonia	0,3	0,2	0,2	0,2	*
	3,1	3,0	1,8	2,0	3,8
Italia	—	0,01	0,02	—	—
	5,4	7,4	5,5	5,6	4,4

* Nu sînt date.

al unor țări (în mil. t/an) după datele Comitetului Oțelului din cadrul Comisiei Economice Europene a O.N.U. (26—28 octombrie 1983).

Din tabelul 9 rezultă că S.U.A., R.F.G., Anglia și Franța sînt mari exportatoare de fier vechi. Mari importatoare de fier vechi sînt Japonia și mai ales Italia. În zona Europei și a Orientului Apropiat mai există fier vechi în Suedia, Austria, Grecia, Turcia, Liban, Siria ș. a.

Buretele de fier, materie primă de perspectivă pentru industria oțelului

Înlocuirea în ultimii 20 de ani a cuptoarelor Martin cu convertizoare a determinat o disponibilizare de fier vechi, deoarece aceste cuptoare folosesc circa 50 % fier vechi în încărcătura metalică, în timp ce convertizoarele numai 25—26 % din încărcătura metalică (pînă la 30 % adaos la fontă). Criza economică a provocat o importantă nefolosire a capacităților de producere a oțelului în diferite țări, ceea ce a determinat o disponibilizare suplimentară a fierului vechi și ieftinirea lui pe piața mondială. Ca urmare, unele capacități de producere a buretelui de fier, mai ales din țările dezvoltate, au fost oprite și trecute în conservare. Cu toate acestea, problema producerii și utilizării buretelui de fier nu poate fi scoasă din preocupările de bază ale industriei oțelului, mai ales din țările ce nu dispun de cărbuni cocsificabili și nici de o bogată zestre metalică, deoarece înlocuirea cuptoarelor Martin și criza economică sînt factori temporari, iar creșterea deficitului cărbunilor cocsificabili este un factor cu acțiune îndelungată.

În prezent, pentru asigurarea cocsului necesar siderurgiei se acționează pe următoarele patru direcții:

1) creșterea ponderii cărbunilor necocsificabili în încărcătura cuptoarelor de cocs;

2) producerea de cocs brichete;

3) reducerea consumului de cocs la furnale și aglomeratoare;

4) producerea buretelui de fier din minereu, folosind ca reducător alte materiale decît cocsul (gaze reducătoare, cărbuni necocsificabili ș. a.) și folosirea buretelui de fier la elaborarea oțelului, ceea ce echivalează cu economisirea unei cantități egale de fontă din necesarul total de încărcătură metalică pentru oțelării și, implicit, economisirea cantității de cocs corespunzătoare acestei fonte.

De cele mai multe ori buretele de fier se folosește în cuptoare electrice la elaborarea oțelurilor speciale, deoarece buretele de fier nu conține elemente dăunătoare calității oțelului (în special metale neferoase: cupru, zinc, plumb

ş.a.) aşa cum conţine fierul vechi [12]. Iată explicaţia faptului că Suedia, producătoare tradiţională de oţeluri speciale, a fost prima ţară care a produs şi utilizat burete de fier. Suedia perfecţionează continuu atît procedeele de producere, cît şi metodele de utilizare a buretelui de fier, obţinînd rezultate remarcabile pentru condiţiile existente în această ţară, unul dintre aceste rezultate fiind punerea la punct a procedeului „Plasmared" de către firma SKF.

Minereul de fier în bucăţi sau pelete este redus în cuptoare cu cuvă, folosind gaze reducătoare obţinute prin trecerea gazului metan printr-unul sau mai multe generatoare de plasmă de mare putere (2—6 MVA).

Se simplifică astfel obţinerea gazelor reducătoare cu temperatură înaltă, necesare reducerii minereului de fier în cuptorul cu cuvă folosit în acest procedeu.

În prezent însă, circa 60% din capacităţile existente în lume de producere a buretelui de fier aplică procedeul „Midrex", în care minereul (bucăţi sau pelete) este redus în cuptoare cu cuvă cu ajutorul gazelor obţinute prin reformarea catalitică a metanului din gazele naturale sau din cele care se extrag odată cu petrolul.

În circa 4% din instalaţiile pentru producerea buretelui de fier din lume reducerea minereurilor se face cu cărbune necocsificabil (procedeele Krupp-Renn, SL/RN ş. a.). Acestea au capacităţi mici şi indicatori tehnico-economici nesatisfăcători.

În mai multe ţări se fac intense cercetări pentru punerea la punct a unor procedee de producere a buretelui de fier cu mare capacitate de producţie (ca ale procedeului Midrex cu module existente de 400 000 şi 600 000 t/an şi în proiectare 1,0—1,2 mil. t/an), folosind cărbune necocsificabil şi avînd indicatori tehnico-economici satisfăcători, adică superiori celor obţinuţi la furnale, aşa cum se obţin la instalaţiile Midrex, HYL, Plasmared ş. a., în ceea ce priveşte investiţia, preţul de cost şi consumul integrat de energie.

Se menţionează că, pe măsura extinderii turnării continue a oţelului, a tehnologiilor de creştere a indicelui de scoatere a laminatelor din semifabricatele turnate continuu, a tehnologiilor de creştere a indicelui de utilizare a metalului în industria prelucrătoare şi a duratei de funcţionare a maşinilor şi utilajelor, se va reduce mereu cantitatea relativă de fier vechi propriu, de la prelucrarea oţelului şi de la casarea maşinilor şi utilajelor. Este vorba desigur de cantitatea de fier vechi ce revine la o tonă din producţia de oţel. Cum această producţie creşte continuu, va creşte şi cantitatea de fier vechi, dar cu o rată din ce în ce mai mică, aşa cum rezultă din prognoza Comitetului Oţelului [11], prezentată în tabelul 10.

Tabelul 19

Prognoza mondială a producţiei de oţel şi a disponibilului de fier vechi

Indicator	Realizat 1980	Prognoza 1985	1990	1995	2000
Producţia de oţel, mil.t	700	750	800	850	900
Ponderea turnării continue, %	30	50	60	65	70
Disponibilul total de fier vechi, mil.t	320	345	365	385	405
Din care:					
— deşeuri proprii din siderurgie	160	160	160	165	170
— deşeurile industriei prelucrătoare	80	85	90	95	100
— fier vechi din casări şi colectări de la populaţie	80	100	115	125	135

BIBLIOGRAFIE

[1] Tripşa, I. ş. a. — *Elaborarea oţelului în convertizoare cu oxigen.* Ed. Tehnică, 1970, p. 113—128.

[2] Tripşa, I. şi Berceanu, E. — *Contribuţii la studiul proceselor de oxidare a unor aliaje fier-carbon la temperaturi înalte.* Comunicare la a XII-a sesiune ştiinţifică, I. P. B., 1969.

[3] Nakajima, H. ş. a. În: Ironmaking and Steelmaking, Anglia, 1983, nr. 3, p. 130—136.

[4] Alfs, D. În: Fachberichte Hüttenpraxis Metallweiterverarbeitung., R. F. G., Bd. 22, nr. 10, 1984, p. 1093—1098.

[5] Zolotareva, O. ş. a. *Mejdunarodnaia torgovlea jeleznoi rudoi i toplivom dlia* ciornoi metallurghii. În: Biulleten Ciornaia Metallurghiia, Cermetinf., U. R. S. S., nr. 16 (996), 1985, p. 3—11.

[6] Rogaceva, T. V. În: Biulleten Ciornaia Metallurghiia, Cermetinf. U.R.S.S., nr. 21 (1001), 1985, p. 3—11.

[7] Morozov, A. N. *Sovremennoe proizvodstvo stali v dugovih peciah.* Moscova, Metallurghiia, 1983, p. 33.

[8] Schneider, C. A. În: Tetsu to Hagane, Japonia, V. 60 nr. 5, 1974, p. 549—556 (citat după 7).

[9] Brown, D. R. ş. a. Comunicarea 08, Secţia 44, Congresul mondial de electrotehnică, Moscova, 1977, p. 12.

[10] Frost, P. D. ş. a. În: Iron and Steel Engineering, S.U.A., V 56, nr. 4, 1979, p. 50—56.

[11] Pîrikova, V. G. ş. a. Obzornaia Informaţia Ciornaia Metallurghiia, Seriia Podgotovka loma ciornih metallov, U.R.S.S. Vipusk 1, 1985.

[12] Tripşa, I. Hătărăscu, O. Rozolimo, P. *Obţinerea directă a fierului din minereu,* Bucureşti, Ed. Tehnică, 1976.

REVISTA REVISTELOR

Izv. VUZ. Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 1, 1986

Teoria topiturilor ionice, p. 1 — Mecanismul și cinetica reducerii carbotermice a oxizilor, p. 4 — Calculul activității sulfului în topiturile de fier cu mai multe componente, p. 9 — Macrocinetica oxidării corpurilor poroase de diferite forme pentru reacția de ordinul zero, p. 12 — Reducerea termică cu carbon a superconcentratelor de magnetită, p. 14 — Influența compoziției amestecului de ferită asupra procesului de aglomerare, p. 17 — Estimarea statistică a rezistenței masivului de minereu de fier, p. 19 — Difuziunea simultană a azotului și oxigenului în fierul lichid, p. 21 — Analiza microlocală a repartiției manganului, siliciului, oxigenului și carbonului pe secțiunea picăturilor de metal, p. 25 — Cercetarea hidrodinamicii băii lichide la suprafața oțelului în oală, p. 29 — Examinarea lingourilor fără maselotă de geometrie diferită, p. 32 — Interacțiunea azotului cu fierul lichid în cazul suflării cu azot și cu amestecuri de azot și oxigen, p. 36 — Cinetica îndepărtării hidrogenului și azotului la retopirile oțelurilor sub vid, p. 39 — Modelarea matematică a procesului de topire în cuptorul cu arc electric pentru elaborarea oțelului, p. 42 — Stabilirea regimurilor de laminare periodică a benzilor ținînd seamă de plasticitatea aliajelor greu deformabile, p. 46 — Influența parametrilor geometrici ai focarului de deformare asupra stării de tensiune a metalului la laminoare, p. 49 — Modelarea matematică a mecanismelor de la utilajele de laminare pe baza teoriei grafelor, p. 52 — Calcularea profilului jocului dintre cilindri pentru caja cu un singur cilindru de acționare, p. 57 — Cercetarea experimentală a modificărilor formei capetelor laminatelor la laminarea pe slebing, p. 60 — Momentul laminării la prinderea benzii subțiri, p. 67 — Stabilirea formei raționale a canalului de trefilare, p. 71 — Soluționarea problemei comprimării stratului rigido-plastic cu plăci care au asperități, p. 73 — Determinarea forței de deformare a semifabricatelor pentru roți la laminare, p. 78 — Tensiunile remanente în țevile deformate pe dorn, p. 82 — Cercetarea rezistenței la deformare a oțelurilor pentru rulmenți în cazul prelucrării plastice la cald, p. 85 — Cercetarea matrițării izotermice a aliajelor sub formă de pulberi pe bază de nichel, p. 88 — Metodica cercetării de laborator a uzării la cald a oțelului pentru matrițe 4H5MFS, p. 92 — Deformarea sistemului electron-ion de lîngă vacanțe, în metalele simple, p. 95 — Influența elementelor care formează nitruri asupra proprietăților mecanice ale oțelurilor necalmate, p. 99 — Influența elementelor de aliere asupra temperaturii de recristalizare a aliajelor de fier, p. 102 — Influența deformării preliminare asupra tendințelor la îmbătrînirea mecanică a oțelurilor cu conținut scăzut de carbon, p. 107 — Cercetarea suprafeței de degradare a oțelurilor inoxidabile. p. 112 — Influența recoacerii asupra structurii aliajului amorf $Fe_{73}Cr_{10}B_{17}$, rezistent la coroziune, p. 115 — Optimizarea tehnologiei de obținere a matrițelor bimetalice turnate, p. 120 — Formarea sulfurilor în aliajul IuNDK35T5BA, p. 124 — Repartizarea rezistenței și a puterii specifice volumice în zona de generare a căldurii în cuptorul de prelucrare termică a minereurilor, p. 126 — Cîmpul de temperatură al încărcăturii în cuptoarele electrice cu clopot tip SGV20.12,5, p. 131 — Calculul parametrilor aerodinamici ai sistemelor cu jet de menținere în cuptoare a benzilor de metal, p. 135 — Calculul cîmpului de temperatură al cilindrului tubular, p. 139 — Emanațiile de oxizi de azot în atmosferă de la cuptoarele din secțiile de laminoare, p. 141 — Metodica de calcul a protecției termice la aparatele care se deplasează în cuptor, p. 143 — Influența PbO asupra viscozității zgurelor din sistemul $CaO-SiO_2-Al_2O_3$, p. 146 — Analiza repartizării vitezelor de încărcare a încărcăturii în creuzetul furnalului, p. 148 — Mărirea eficienței de topire a oțelului în cuptoare electrice cu arc prin perfecționarea determinării regimului de temperatură și de zgură, p. 149 — Profilul frontului de cristalizare a metalului în lingotiere rotative nerăcite, p. 150 — Aprecierea calității țaglelor cave cu diametru mic al orificiului, p. 150 — Măsurarea temperaturii cilindrilor la răcire, p. 152 — Obținerea bimetalului cu un strat placat din aliaj pulbere, rezistent la uzură, p. 152 — Influența hidrogenului asupra temperaturii de topire a vanadiului și zirconiului p. 154 — Analiza statistică a dependenței de temperatură a coeficientului de difuziune a oxigenului în niobiu, p. 155 — Efectul marginal pentru cîmpul magnetostatic în pelicula subțire cu anizotropie magnetică perpendiculară, p. 156 — Influența luftului asupra proceselor care au loc în topitura solidificată, p. 157.

Prof. dr. doc. ing. Fl. Oprea, ing. A. Ciocan
Universitatea din Galaţi
şi ing. N. Ciocan
INETOF Galaţi

Feroaliaje de tipul Fe-Al şi Fe-Al-Mn utilizate în procesele de dezoxidare a aliajelor feroase

CZ : 669.168

Unul din procesele metalurgice cu rol important în realizarea oţelurilor de înaltă puritate este procesul de dezoxidare.

Aluminiul este unul dintre cei mai puternici dezoxidanţi şi este utilizat pe scară largă la fabricarea oţelurilor calmate.

Principala problemă ridicată de utilizarea aluminiului ca agent de dezoxidare este cea a controlului exercitat asupra procesului. Datorită faptului că densitatea aluminiului este apropiată de densitatea zgurelor lichide de oţelărie, acesta nu poate fi introdus în baia metalică într-un mod corespunzător. Aluminiul tinde să rămînă deasupra băii metalice, în zgură sau expus atmosferei, fiind oxidat de oxigenul din zgură sau din atmosferă, ceea ce duce la asimilări reduse şi variabile de la o şarjă la alta, cuprinse între 10 şi 30%.

Pentru uşurarea introducerii aluminiului în oţel şi pentru mărirea gradului de asimilare de către baia metalică, în ultimul timp la dezoxidarea oţelului se utilizează feroaliaje Fe—Al (conţinutul de aluminiu variază între 35 şi 50%) şi Fe—Al—Mn (45—75% Mn, 10—20% Al).

Scopul cercetărilor efectuate de către autori a fost stabilirea tehnologiilor de elaborare în cuptor electric prin inducţie a aliajelor Fe—Al şi Fe—Al—Mn.

Pînă la finalizarea acestor cercetări, în R.S. România au mai existat încercări de elaborare a unor astfel de aliaje cu rezultate nesatisfăcătoare, feroaliajele obţinute fiind neomogene din punct de vedere chimic, cu conţinut ridicat de gaze, iar conţinutul de aluminiu nu a depăşit 5%.

Consideraţii privind natura fizico-chimică a fazelor din sistemele de feroaliaje Fe—Al şi Fe—Al—Mn

Calitatea feroaliajelor de tip Fe—Al; Fe—Al—Mn sau Fe—Al—Mn—Si este determinată mai ales de procesele fizico-chimice care au loc în timpul elaborării acestor materiale.

Natura fazelor la echilibru şi transformările care au loc în aceste sisteme sînt bazate pe diagramele de echilibru termic Fe—Al (fig. 1); Fe—Mn—Al şi Fe—Mn—Al—Si. Conform diagramei Fe—Al, aliajele cu 0—36% Al% (% în greutate) conţin un şir continuu de soluţii solide, în acest domeniu avînd loc o serie de transformări (liniile punctate) de la structuri ordonate la structuri neordonate şi de la starea magnetică la cea nemagnetică.

Conform notaţiilor lui Bradley şi Taylor, indexurile „*m*" şi „*n*" din domeniul α (fig. 1) se referă la starea magnetică şi nemagnetică, iar indicii *1* şi *2* la structurile ordonate de tip Fe_3Al şi respectiv FeAl.

Prin călirea (de la 600°C) feroaliajului cu mai puţin de 13,9% Al se realizează trecerea

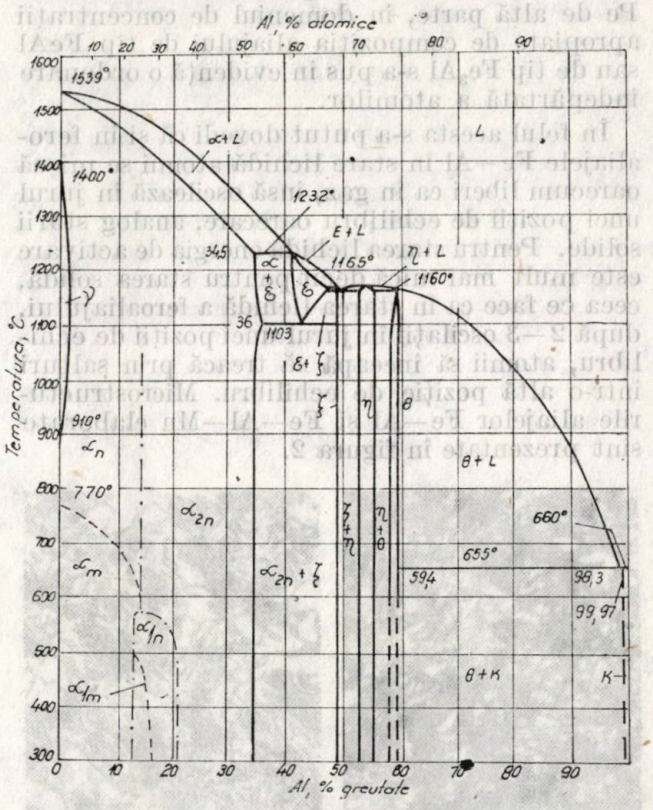


Fig. 1. Diagrama Fe—Al

de la structura neordonată la structura ordonată de tip Fe_3Al (α_1), transformare ce nu poate fi realizată la feroaliajele cu conţinuturi mai mari de Al.

La conţinuturi mai mici de aluminiu în feroaliaje (sub 1—1,2% Al) în domeniul 910—1 400°C se mai pune în evidenţă un domeniu închis al fazei γ, conţinutul maxim de Al în soluţia γ fiind condiţionat de celelalte elemente din feroaliaje: C, O şi în special N.

În diagrama de echilibru termic a sistemului Fe—Al, la conţinuturi de Al mai mici de 30%

(% atomice), cercetările roentgenostructurale au mai pus în evidență o regiune de fază mixtă $\alpha + \beta_2$ (unde β_2 este faza α_{2n}) înconjurată de zone de fază unice dezordonate și β_2 ordonate.

În ceea ce privește sistemul Fe—Mn—Al, datele din literatură sînt incomplete și contradictorii. Cei mai mulți cercetători remarcă faptul că în soluțiile ordonate, derivate din Fe_3Al prin substituție, Mn se substituie în subrețeaua β. Pe de altă parte, soluția solidă Fe_2MnAl cu rețea cubică cu volum centrat se descompune la 650°C în Fe_3Al și β Mn.

Cercetările roentgenostructurale asupra aliajelor Fe—Al dovedesc că zona de concentrații 0—20% Al se caracterizează printr-o ordine apropiată a atomilor. În domeniul de concentrații 20—40% Al, corespunzător aliajelor elaborate, pe măsură ce temperatura se mărește s-a putut constata o reducere a gradului de ordonare. Pe de altă parte, în domeniul de concentrații apropiate de compoziția aliajului de tip FeAl sau de tip Fe_3Al s-a pus în evidență o ordonare îndepărtată a atomilor.

În felul acesta s-a putut dovedi că și în feroaliajele Fe—Al în stare lichidă atomii se mișcă oarecum liberi ca în gaz, însă oscilează în jurul unei poziții de echilibru oarecare, analog stării solide. Pentru starea lichidă energia de activare este mult mai mică decît pentru starea solidă, ceea ce face ca în starea lichidă a feroaliajului, după 2—3 oscilații în jurul unei poziții de echilibru, atomii să înceapă să treacă prin salturi într-o altă poziție de echilibru. Microstructurile aliajelor Fe—Al și Fe—Al—Mn elaborate sînt prezentate în figura 2.

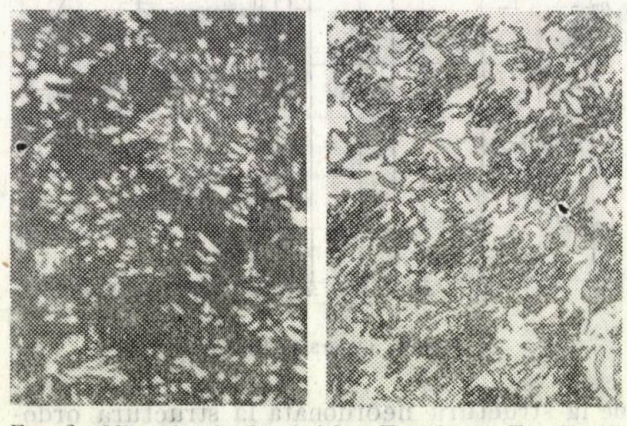


Fig. 2. Microstructurile aliajelor Fe—Al și Fe—Al—Mn (x 160)

Eficiența utilizării feroaliajelor de tip Fe—Al și Fe—Al—Mn în procesele de dezoxidare este condiționată în mod direct de valorile activității Al în topitura respectivă. În astfel de aliaje activitatea aluminiului s-a putut studia prin metoda măsurării forțelor electromotoare, utilizîndu-se ca electrolit zgurele sistemului $CaO—Al_2O_3—B_2O_3$ (zgurele din acest sistem posedă conductibilitate ionică), elementul galvanic utilizat fiind de forma :

$$Al_{lichid}/Al_2O_3 - B_2O_3 - CaO/Fe-Al \text{ (aliaj cercetat)}$$

$$\downarrow \qquad \downarrow \qquad \downarrow$$

$$55\% \qquad 5\% \qquad 40\%$$

$$\downarrow \qquad \downarrow \qquad \downarrow$$

în greutate în greutate în greutate

Rezultatele experimentale (pentru feroaliajele cu conținuturi relativ mici de Al și Mn: 1% Al, 2% Mn, restul Fe) au dovedit creșterea activității Al în aliajele Fe—Al topite, la adăugarea de Mn sau Si (la 1 550°C de la 0,15 la 0,63). Această creștere a activității aluminiului este condiționată de slăbirea interacțiunii între atomii de fier și de aluminiu. Creșterea activității aluminiului determinată de adăugarea siliciului se explică prin faptul că atomii de fier în aliajele Fe—Al—Si și Fe—Al—Mn interacționează mult mai puternic cu atomii de siliciu decît cu atomii de mangan.

În toate cazurile adăugarea simultană a siliciului și manganului a determinat o creștere mai mare a activității aluminiului decît în cazul adăugării separate a acestor elemente în aliajele Fe—Al. Pe de altă parte, din valorile coeficienților activității aluminiului se pot calcula parametrii de interacțiune Wagner, conform relațiilor :

$$\varepsilon_{Al}^{Me} = \left(\frac{d \ln \gamma Al}{dx_{Al}}\right) x_{Me \to 0}$$

respectiv :

$$\varepsilon_{Al}^{Me} = \frac{\ln \gamma_{Al}^{i+1} - \ln \gamma_{Al}^{i}}{x_{Me}}$$

unde :

$\ln \gamma_{Al}^{i+1}$, $\ln \gamma_{Al}^{i}$ reprezintă logaritmii coeficienților de activitate a Al în aliajele cu cantitatea componenților $i + 1$ și corespunzător i.

Datele deținute privind valorile activității Al arată că în aliajele Fe—Al au loc abateri negative de la legea lui Raoult. În toate cazurile existența Mn și a Si în aliajele Fe—Al a favorizat creșterea activității aluminiului, avînd drept consecință un grad de asimilare a aluminiului mai mare, o dezoxidare avansată a aliajelor cu astfel de elemente și obținerea unor aliaje cu compoziții chimice bine definite în limitele de aluminiu și siliciu rezidual dorite.

Elaborarea feroaliajelor Fe—Al și Fe—Al—Mn

Aliajele Fe—Al și Fe—Al—Mn au fost elaborate în primă fază în condiții semiindustriale în cuptor electric cu inducție avînd capacitatea de 100 kg (calculată pentru aliaje cu densi-

tatea de 7,8 g/cm³) cu căptușeală neutră, după care tehnologia a fost asimilată în condiții industriale, elaborarea realizîndu-se în cuptor electric prin inducție de joasă frecvență cu capacitatea de 1 t.

Compoziția chimică a căptușelii cuptorului a fost :

$$Al_2O_3 = 94\%\ ;\ CaO = 5\%\ ;\ SiO_2 = 0{,}2\%\ ;$$

$$Fe_2O_3 = 0{,}2\%$$

Încărcătura a fost constituită din aluminiu metalic bloc și sub formă de deșeuri, deșeuri din tablă de oțel de grosime maximă 0,5 mm, feromangan.

Calculul încărcăturii a fost efectuat avîndu-se în vedere asimilarea elementelor pentru obținerea feroaliajelor cu compoziția 40% Al; 60% Fe pentru FeAl și pentru Fe—Al—Mn, compoziția 20% Al; 60% Mn; 20% Fe.

La stabilirea ordinii de introducere a componenților încărcăturii în agregatul de elaborare, s-a ținut seamă de faptul că între aluminiu și fier există o solubilitate reciprocă mare, formîndu-sr soluții cu temperaturi de topire mult inferioare temperaturii de topire a fierului.

Încălzirea feromanganului precum și a deșeurilor din oțel, înainte de introducerea în agregatul de elaborare, este necesară întrucît există o tendință mare de absorbție a gazelor din încărcătură în baia metalică.

Pentru degazarea aliajului s-a insuflat argon în baia metalică prin tuburi din grafit cu capete poroase.

Aliajele de aluminiu au o mare tendință de oxidare și de saturare cu hidrogen în timpul elaborării.

Sursa principală de saturație a aliajelor cu hidrogen o constituie umezeala din aer și de pe materialele din încărcătură, în cazul în care acestea nu s-au uscat corespunzător.

Saturația preferențială a topiturii cu hidrogen, pînă la 90%, se explică prin faptul că el are diametrul atomic mai mic în raport cu alte gaze, ceea ce ușurează difuzia atomilor de hidrogen în masa topiturii.

Atunci cînd aluminiul lichid reacționează cu vaporii de apă din atmosfera agregatului de elaborare sau din umezeala încărcăturii au loc simultan procese de oxidare și de absorbție a gazelor :

$$2[Al] + 3\{H_2O\} \rightarrow \underset{\text{oxidare}}{(Al_2O_3)} + \underset{\text{saturare cu hidrogen}}{6[H]}$$

Solubilitatea hidrogenului în aluminiul lichid crește cu temperatura și poate să atingă 2,5 cm³/100 g.

Manganul și fierul prezent în aluminiu topit măresc solubilitatea hidrogenului în aluminiu la temperaturi mai mari de 700°C.

La elaborarea aliajelor Fe—Al și Fe—Al—Mn au loc reacții între elemente și oxigenul din atmosferă sau din vaporii de apă. În raport cu afinitatea față de oxigen, principalul proces care are loc este reacția dintre aluminiul lichid și oxigenul gazos :

$$2[Al] + 3[0] \rightarrow (Al_2O_3)$$

Reacția este determinată de temperatură și timp, precum și de raportul dintre suprafețele de reacție și volumul respectiv de metal.

Din studiul termodinamic al acestei reacții s-a determinat constanta de echilibru cu relația :

$$\log K_{Al} = \log \frac{a_{(Al_2O_3)}}{a^2_{[Al]} \cdot a^3_{[O]}}$$

astfel :

$$\log K_{Al} = \frac{62\,870}{T} - 19{,}5$$

Simultan au loc și procese de oxidare a fierului și manganului.

Zgura primară formată la elaborarea aliajelor Fe—Al și Fe—Al—Mn este o zgură saturată în Al_2O_3 ($a_{(Al_2O_3)} \simeq 1$).

Pelicula de Al_2O_3 care se formează la suprafața aliajelor este din punct de vedere chimic foarte rezistentă și are o temperatură mare de topire, 2050°C, împiedicînd propagarea procesului de oxidare în adîncimea băii metalice.

Datorită oxizilor de fier și mangan introduși cu încărcătura sau rezultați în urma reacțiilor de oxidare, inițial în baia metalică se formează produși binari $MnO—Al_2O_3$ și produși ternari $FeO—MnO—Al_2O_3$. Acești produși interacționează cu Al care se găsește în cantitate mare în aliajul topit.

Aluminiul care difuzează în acești produși de reacție preexistenți are un efect de reducere a acestora. În cazul unor produși de dimensiuni mici (5—10 μm) reducerea poate fi integrală cu formarea unor particule globulare de Al_2O_3, în timp ce la produșii de dimensiuni mari (peste 20 μm) reducerea are loc numai în stratul periferic.

Rezultă astfel o zgură formată din Al_2O_3, $MnO—Al_2O_3$ sau $FeO—MnO—Al_2O_3$.

Produșii $MnO—Al_2O_3$ și Al_2O_3 au o bună capacitate de decantare datorită valorii ridicate a tensunii interfazice $\sigma_{Al_2O_3-Fe}$, decantează rapid din baia metalică, ceea ce face ca aliajele elaborate în stare solidă să fie lipsite de in-

cluziuni nemetalice. La contactul cu aerul al topiturilor de oxizi de fier și de mangan are loc oxidarea FeO la Fe_2O_3 și a MnO la Mn_2O_3. Deci, zgura finală rezultată la elaborarea aliajelor de tipul Fe—Al și Fe—Al—Mn face parte din sistemul Fe_2O_3—Mn_2O_3—Al_2O_3.

Concluzii

1. Cercetările efectuate la Universitatea din Galați au permis asimilarea în fabricație a feroaliajelor FeAl 40 și Fe—Mn—Al care se pot utiliza la dezoxidarea și la alierea oțelurilor cu proprietăți speciale, cu un conținut de aluminiu mai mare de 1%.

2. Utilizarea feroaliajului Fe Al 40 față de Al sub formă elementară, la dezoxidarea și alierea oțelurilor, are drept efect principal reducerea consumului de aluminiu, material energointensiv, prin creșterea gradului de asimilare a aluminiului în oțel de la 20 la 85%.

3. Feroaliajul Fe—Mn—Al este un dezoxidant complex cu capacitate de dezoxidare a oțelului mult mai mare decît în cazul utilizării succesive a dezoxidanților simpli. Capacitatea de dezoxidare mai mare în cazul dezoxidării combinate se explică prin faptul că activitatea fiecărui oxid care intră în alcătuirea produsului de dezoxidare complex este mai mică decît a oxidului în stare pură, ceea ce determină un conținut mai mic de oxigen în baie în echilibru, la temperatura dată, și produșii de dezoxidare complecși au temperatură joasă de topire, capacitate bună de coalescență și de decantare.

4. Prin dezoxidarea cu Fe—Mn—Al a oțelurilor cu conținut scăzut de carbon pentru ambutisare adîncă se reduc considerabil conținutul de oxigen în baie și cel de incluziuni oxidice. În comparație cu procedeul de predezoxidare clasic cu FeMn urmat de dezoxidare cu Al, la dezoxidarea cu FeMnAl se obține un conținut de incluziuni oxidice de 1,5 ori mai mic, cu un punctaj foarte mic (0,7—1,2).

5. Utilizarea dezoxidanților complecși de tipul Fe—Al—Mn sau Fe—Al—Mn—Si permite asimilarea unor noi mărci de oțeluri provenite din import, precum și reducerea substanțială a consumurilor materiale și energetice la elaborarea oțelurilor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bradley, A. J. și Jay, A. H. În: Journal of the Iron and Steel Institute, Anglia.

[2] Ciulok, J. ș.a. În: Wiadomosci Hutnicze, R.P. Polonă, nr. 8—9, 1978.

[3] Gâdea, Suzana și Protopopescu, M. *Aliaje neferoase*, București, Editura tehnică, 1965.

[4] x x x Ferro-Aluminium. În: Steel Times, Anglia, nr. 10, 1981.

Ing. S. Dimitriu
IPROMET-București
ing. A. Dimitriu
M.I.U.G.

Considerații privind organizarea sectorului de întreținere la un combinat siderurgic integrat

CZ : 004 : 669.1.013.5

Dezvoltarea rapidă a științei și tehnologiei a determinat profunde schimbări calitative în structura producției industriale prin înnoirea și diversificarea gamei de materii prime utilizate, precum și prin creșterea complexității și performanțelor tehnologice ale echipamentelor și instalațiilor cu care sînt dotate unitățile siderurgice.

În aceste condiții întreținerea nu mai trebuie tratată ca o activitate secundară, cu mijloace tradiționale.

Scopul final al sistemului de întreținere este acela de a acorda obiectului căruia i se aplică o cît mai mare disponibilitate. Prin disponibilitate se înțelege proporția din durata totală de existență în care un obiect îndeplinește toate condițiile pentru a fi folosit.

În figura 1 sînt prezentați factorii principali care influențează mărimea disponibilității.

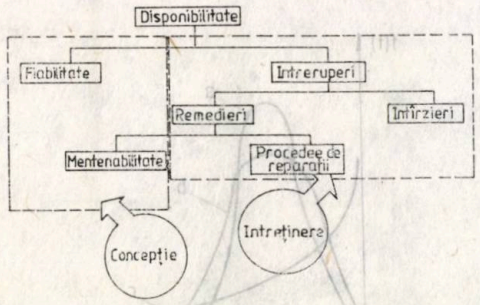


Fig. 1. Factorii disponibilității

Sarcina sistemului de întreținere este aceea de a reduce duratele de întrerupere a funcționării fondurilor fixe. Pentru rezolvarea acestei probleme, strategia activităților de întreținere oferă două variante :

— întreținerea corectivă (CORMENT); întreținerea preventivă (PREMENT).

Practica activităților de întreținere a demonstrat că soluția optimă este aceea a unui sistem care să cuprindă ambele tipuri de întreținere. Optimizarea activității de întreținere presupune determinarea funcției obiectiv reprezentată de relațiile între PREMENT și CORMENT, astfel încît să rezulte cele mai reduse cheltuieli de întreținere. Restricțiile problemei sînt natura și condițiile specifice ale obiectului de întreținut. Optimizarea costurilor întreținerii se poate prezenta în funcție de criteriul fundamental al eficienței întreținerii, și anume disponibilitatea.

Problema optimizării obligă la găsirea unei situații în care cheltuielile totale de întreținere să fie minime (fig. 2). Se notează :

C_i = cheltuieli pe unitatea de timp ;

D_t = disponibilitatea (teoretică) ;

D_0 = disponibilitatea optimă.

De fapt, obiectivul fundamental al întreținerii este de a asigura produsului condițiile necesare pentru ca acesta să îndeplinească funcțiile specifice utilizării sale. În acest scop, măsu-

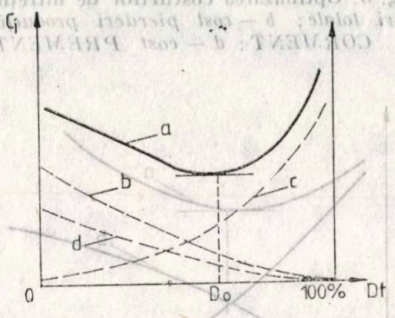


Fig. 2. Optimizarea cheltuielilor în funcție de disponibilitate :
a — costuri totale ; b — CORMENT + pierderi producție ; c — PREMENT ; d — CORMENT

rile care se prevăd pentru activitatea de întreținere cuprind precizări asupra frecvenței reviziilor, intervalelor dintre reparații, regulilor de înlocuire a pieselor, personalului necesar ș. a. Aceste probleme sînt rezolvate utilizînd modelarea matematică.

Rezultatele folosirii unui model matematic pentru determinarea frecvenței optime de PREMENT prin compararea costului PREMENT cu reducerea cheltuielilor CORMENT și a pierderilor de producție sînt redate în figura 3.

Modelul prezintă relațiile matematice și statistice dintre decizii și rezultate. Din acest model rezultă explicit importanța pe care o are volumul de informații deținute pentru fundamentarea unei decizii optime.

Se notează : νp — frecvența PREMENT ;
ν_0 — frecvența optimă.

Problemele de întreținere pot fi incluse într-un model matematic avînd formula generală :

$$E_s = f(x_i ; y_i) \qquad (1)$$

unde :

E_s este indicatorul ales al eficienței sistemului ;

x_i — variabile ce pot fi controlate ;

y_i — variabile ce nu pot fi controlate și care influențează valoarea E_s.

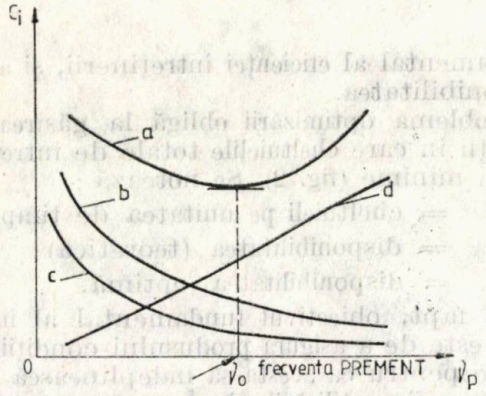


Fig. 3. Optimizarea costurilor de întreținere : *a — costuri totale ; b — cost pierderi producție ; c — cost CORMENT : d — cost PREMENT*

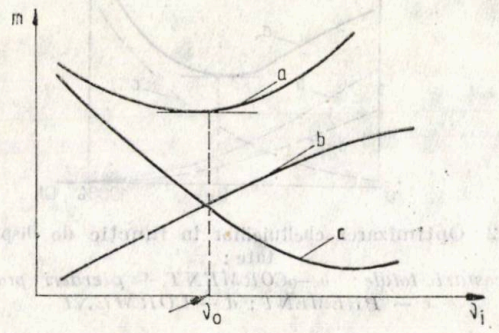


Fig. 4. Optimizarea indisponibilității utilajelor : *a — durata totală ; b — durata inspecțiilor PREMENT ; c — durata întreruperilor prin defecțiuni (CORMENT) ; m — indisponibilitatea pe unitate de timp*

În figura 4 sînt prezentate influențele factorilor PREMENT și CORMENT asupra duratei de indisponibilitate, precum și frecvența optimă a inspecțiilor corespunzătoare valorii minime a duratei de indisponibilitate.

Se notează :

t_1 — durata de indisponibilitate datorată unei inspecții (ore/inspecție) ;

t_2 — durata de indisponibilitate datorată unei întreruperi provocate de o defecțiune (h/întrerupere) ;

ν_0 — frecvența optimă a inspecțiilor ;

ν_i — frecvența inspecțiilor.

Cele două mărimi t_1 și t_2 sînt dependente de frecvența inspecțiilor și pot fi considerate egale cu media valorilor acestora, deci constante.

Deci ecuația (1) devine :

$$T = f(F \cdot I(F) \cdot t_1 \cdot t_2)$$

unde :

T este durata de indisponibilitate raportată la unitatea de timp (h/lună) ;

F — frecvența inspecțiilor (nr. inspecții/lună) ;

$I(F)$ — frecvența întreruperilor dependente de F (nr. întreruperi/lună).

Pentru cazul simplificat :

$$T = F \cdot t_1 + I(F) \cdot t_2$$

Optimizarea activității de întreținere privește următoarele aspecte : inspecția reparațiilor, înlocuirea reperelor uzate, structura organizatorică, asigurarea pieselor de schimb.

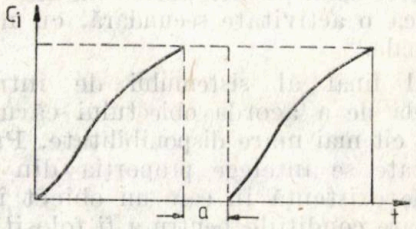


Fig. 5. Schema problemei deterministice : *a — reparația prevăzută (PREREP)*

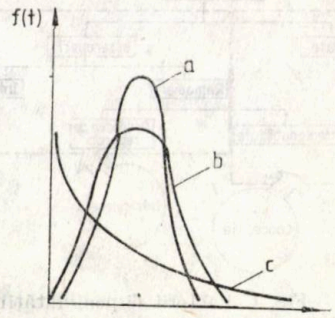


Fig. 6. Densitatea de probabilitate a defecțiunilor : *a — normală ; b — Weibull ; c — exponențială*

Problemele cu care se confruntă activitatea de întreținere sînt de două categorii : probleme cu caracter determinist (fig. 5) ; probleme cu caracter probabilistic (stocastic).

Densitățile posibile de probabilitate a defecțiunilor sînt prezentate în figura 6, notîndu-se :

$f(t)$ — funcția de densitate a probabilității ;

t — timpul.

În cazul proceselor tehnologice din siderurgie, reducerea duratei întreruperilor determinate de defecțiuni se poate realiza prin inspecții cu o frecvență anumită care să ducă la eliminarea defecțiunilor constatate. Aceste inspecții implică însă consumuri materiale, retribuții și

pierderi de producție determinate de întreruperile planificate. Este necesar să se cunoască frecvența optimă a inspecțiilor, exprimată fie prin valoarea minimă a duratei indisponibilității, fie prin valoarea minimă a cheltuielilor.

De asemenea, se impune să se stabilească dacă înlocuirea preventivă este sau nu justificată, precum și momentul în care aceasta trebuie realizată.

Se stabilește în primul rînd criteriul înlocuirii, iar în al doilea rînd dacă proporția defecțiunii instantanee este sau nu crescătoare (se poate agrava). Pentru aceasta se cercetează tipul funcției de densitate a probabilității defecțiunilor. Cînd $f(t)$ are o variație exponențială, atunci proporția defecțiunilor instantanee e constantă în timp (fig. 7).

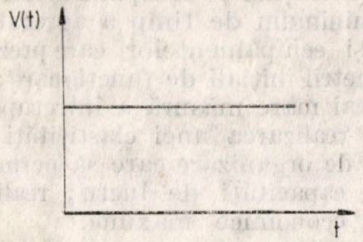


Fig. 7. Variația $V(t)$ pentru $f(t)$ exponențială

Dacă se notează :

$V(t)$ — proporția defecțiunii instantanee (accidentale) ;

Δt — intervalul de timp de la punerea în funcțiune pînă la timpul t,

atunci probabilitatea de defectare în intervalul Δt este :

$$p_t = V(t) \cdot \Delta t$$

Este cazul în care cheltuielile preventive nu se justifică, deoarece introduc valori nejustificate.

Cînd $f(t)$ are o variație normală, atunci $V(t)$ variază după o curbă ascendentă (fig. 8).

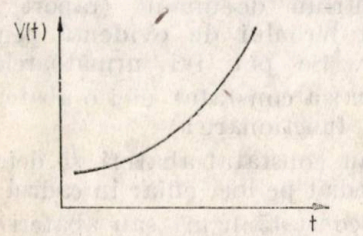


Fig. 8. Variația $V(t)$ pentru $f(t)$ normală

În această situație se impune stabilirea momentului cînd se realizează înlocuirea preventivă.

Un moment important al activității de întreținere îl reprezintă luarea deciziei asupra structurii organizatorice a întreținerii, care are două aspecte : stabilirea necesarului de materiale, echipamente și personal și modul de folosire a acestui necesar.

S-au stabilit modele matematice care rezolvă astfel de probleme.

Particularitățile utilajelor specifice unităților siderurgice

Aceste particularități sînt determinate de complexitatea utilajelor, precum și de condițiile de exploatare. Principalele particularități sînt :

— dispunerea utilajelor și instalațiilor într-o succesiune riguroasă impusă de procesul tehnologic ;

— principalele utilaje siderurgice (cuptoare de elaborare a oțelului, furnale, caje de laminoare etc.) sînt, în mod obișnuit, echipamente fără redundanță ;

— cea mai mare parte din utilajele și echipamentele din siderurgie sînt de categoria echipamentelor grele și foarte grele, greu de manipulat, ele trebuind să fie reparate la locul de funcționare ;

— regimul de lucru continuu, temperaturile înalte, intensitatea mare a uzurii abrazive și de coroziune, acțiunea metalului incandescent, a zgurei și prafului din mediul înconjurător impun cerințe suplimentare la procurarea și exploatarea utilajelor ;

— indicatorii înalți de exploatare intensivă și extensivă a agregatelor determină uzura rapidă a suprafețelor de lucru la piesele în mișcare și deci un consum ridicat de piese de schimb și subansambluri ;

— datorită condițiilor grele de lucru ale majorității agregatelor siderurgice măsurile privind siguranța în funcționare devin complicate și costisitoare ;

— complexitatea mare a utilajelor și agregatelor, precum și dependența lor funcțională impun ca măsurile de repunere în funcțiune să capete o importanță deosebită și în privința complexității activității de întreținere și reparații.

Cîteva considerații privind organizarea activității de întreținere și reparații în siderurgie

Organizarea activității de întreținere și reparații este determinată de conținutul și volumul lucrărilor de reparații și de durata de serviciu a pieselor și subansamblurilor.

Cunoașterea duratei de serviciu a subansamblurilor și pieselor prezintă o importanță deosebită, tehnică și economică. Durata de serviciu (durabilitatea) este determinată de trei categorii de factori : materiali, umani, economici.

O influență importantă o au factorii materiali. Acțiunea lor determină :

— uzura dinamică reprezentată prin : uzura de contact, uzura abrazivă, uzura corosivă și oboseala superficială ;

— oboseala materialelor;

— uzura statică, reprezentată prin: uzura chimică, uzura termică, fluaj și îmbătrînire;

— durata activă de lucru.

Conținutul și volumul lucrărilor de reparații se stabilesc pe baza datelor referitoare la gradul de uzură și a normelor cu privire la duratele de serviciu ale componentelor utilajelor.

În funcție de creșterea importanței și ponderii activității de întreținere și reparații în ansamblul activităților unităților din siderurgie s-a definit un sistem de planificare, organizare și conducere a activității de întreținere și reparații. Deoarece materialele se degradează prin uzură și necesită o recondiționare, se poate considera în mod simplificat că prin aceasta se rezolvă problema în două etape succesive:

— *Depanarea* — care este o activitate cu caracter de provizorat (improvizație). Echipamentul este utilizat fără a se ține seamă de comportarea lui pînă la avaria totală, care poate fi remediată fără pregătire prealabilă. În acest caz dezavantajele sînt mari.

— *Previziunea.* Se caută să se prevadă întreruperile accidentale datorate uzurii printr-o mai bună cunoaștere teoretică și practică a materialului și a stării lui. Se întocmește un program de control periodic pentru a se face revizia și a stabili date și condiții de remediere.

Sistemele moderne de întreținere se bazează pe faptul că vechea noțiune de calitate nu mai este suficientă pentru aprecierea instalațiilor de producție și ea trebuie lărgită cu cea de siguranță în exploatare (fig. 9).

Aceste elemente stau la baza organizării activității de întreținere și reparații din cadrul unităților economice siderurgice (fig. 10).

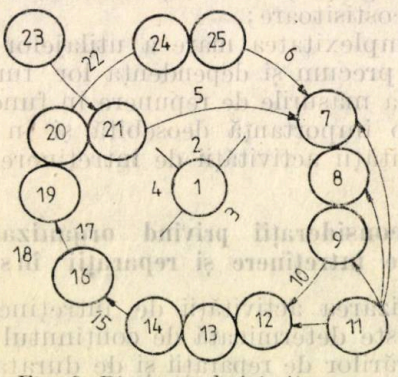


Fig. 9. Diagrama de întreținere:

1 — planificare și control; 2 — întreținere și inspecție; 3 — reparații; 4 — control cu raze X; 5 — propuneri de îmbunătățire pentru modificarea instalațiilor; 6 — comunicarea defecțiunii; 7 — planificarea termenului; 8 — plan de desfășurare a lucrărilor; 9 — planificarea în timp; 10 — comenzi; 11 — defecțiunea; 12 — organizarea locului de muncă; 13 — reparația; 14 — colectarea datelor; 15 — documente; 16 — prelucrarea datelor; 17 — consumuri; 18 — calcul; 19 — consumuri principale; 20 — determinarea punctelor slabe; 21 — birou de proiectare; 22 — propuneri pentru schimbarea sistemului; 23 — solicitări de modificare a producției către întreținere; 24 — întreținere, planificare și dezvoltarea sistemului; 25 — întreținere și inspecție

În cadrul unui combinat siderurgic integrat activitatea de întreținere și reparații este organizată în cadrul următoarelor unități: sectorul de fabricație pentru piese de schimb și reparații siderurgice (fig. 11); sectorul de producere și distribuție a energiei în unitatea siderurgică ce asigură și activitatea de reparații pentru echipamentele energetice; sectorul de exploatare a transporturilor uzinale care are în organizare și atelierele de întreținere și reparații pentru materialul rulant; bazele sectoriale de întreținere și reparații subordonate unităților productive (fig. 12).

Întreținerea unui combinat integrat se organizează în vederea rezolvării următoarelor probleme principale: reducerea la minimum a duratei întreruperilor în funcționarea agregatelor, instalațiilor, echipamentelor; readucerea în minimum de timp a agregatelor, instalațiilor și echipamentelor care prezintă uzuri, la parametrii inițiali de funcționare; eliminarea în cea mai mare măsură a întreruperilor accidentale; realizarea unei elasticități ridicate în sistemul de organizare care să permită concentrări de capacități de lucru; realizarea unei eficiențe economice maxime.

În acest scop este necesar ca activitatea de întreținere-reparații să prezinte următoarele caracteristici esențiale:

— caracteristici tehnico-organizatorice: planificare unitară, evidența stării utilajelor și instalațiilor, controlul sistematic al stării fondurilor fixe și potențialul de decizie;

— asigurarea condițiilor materiale: capacitatea de execuție a întreținerii, capacitatea de execuție a reparațiilor, capacitatea de execuție a pieselor și subansamblurilor și stocul de piese, ansambluri materiale.

Activitatea de întreținere are următoarea desfășurare schematică:

Faza 1. În baza planificării prevăzute în fișa fondului fix, inspectorul de utilaje verifică starea acestuia (dimensiuni, ungere, zgomot etc.). Rezultatul acestei verificări se consemnează într-un document (raport) care este prezentat biroului de evidență pentru starea utilajelor. Se pot ivi următoarele situații:

a) — nu s-a constatat nici o abatere sau anomalie în funcționare;

b) — s-au constatat abateri și dereglaje care s-au remediat pe loc, chiar în cadrul inspecției;

c) — se constată uzuri sau abateri care impun măsuri speciale în viitor;

d) — se constată uzuri sau abateri grave care impun măsuri imediate.

Faza a 2-a. În cazul primelor două situații biroul de evidență consemnează rezultatul inspecției fără a le prezenta. În cazul ultimelor două situații (*c*, *d*) fișa conținînd rezultatul inspecției se transmite biroului tehnic pentru analiză și luarea deciziei.

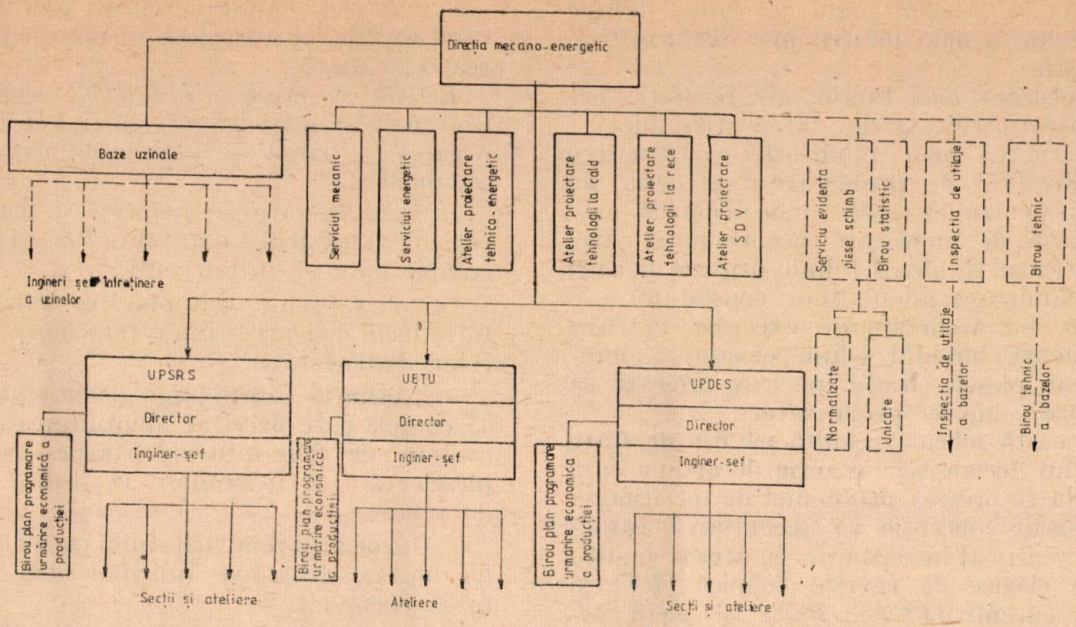


Fig. 10. Organizarea generală a activității de întreținere și reparații

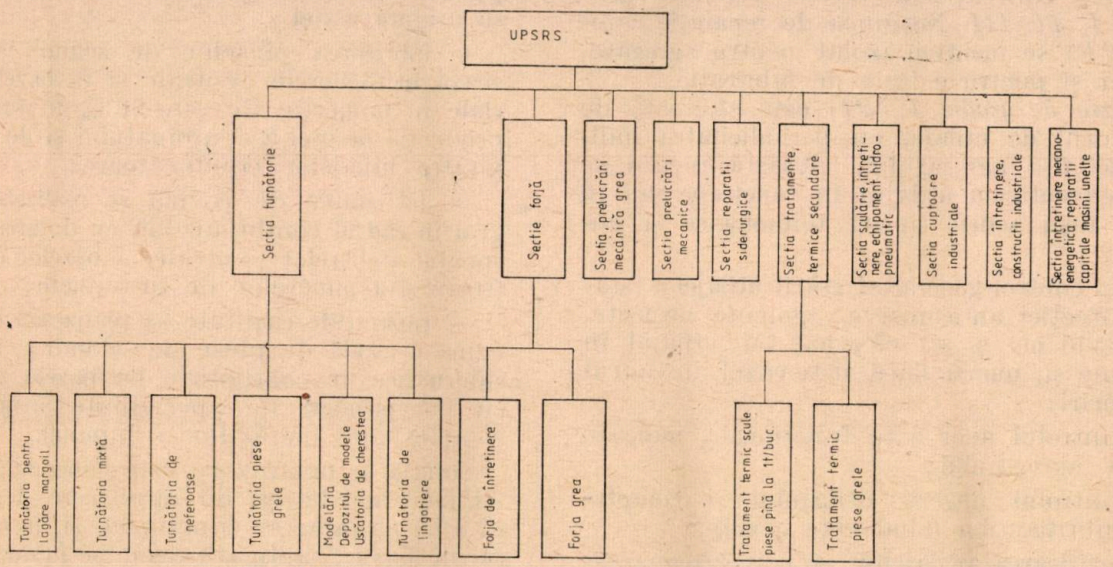


Fig. 11. Organizarea uzinelor de piese de schimb și reparații

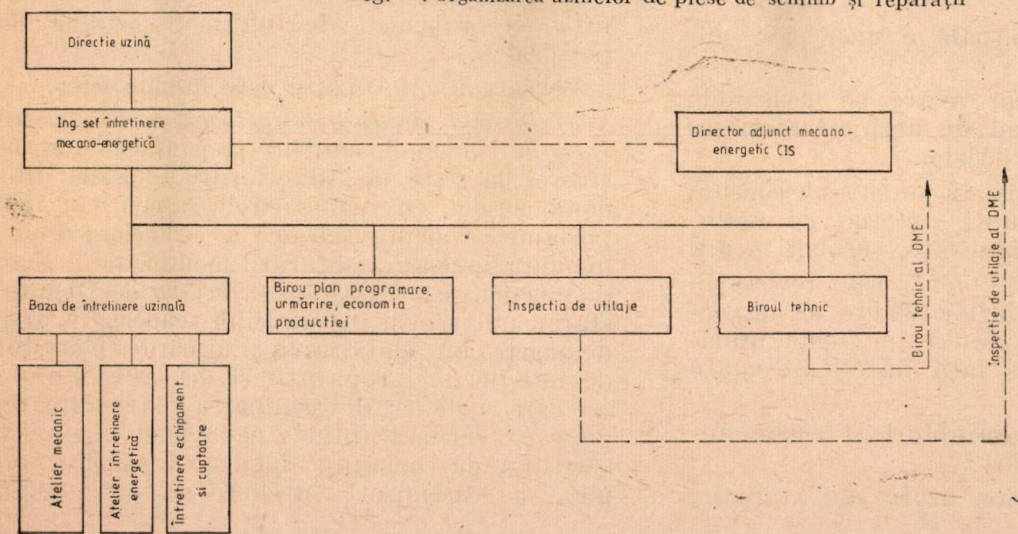


Fig. 12. Schema de organizare tip a bazelor uzinale (zonale)

Faza a 3-a. Pentru cazul *c*) biroul tehnic poate decide și opta pentru una din următoarele soluții :

— efectuarea unei lucrări de reparație neplanificată, justificată de starea utilajului ;

— efectuarea unor modificări constructive (prin colectivul de proiectare și atelierul de execuție) pentru cazurile cînd anomalia este determinată de proiectare necorespunzătoare.

Pentru cazul *d*) biroul tehnic dispune măsuri pentru eliminarea anomaliilor constatate.

Faza a 4-a. Atelierele de execuție, în baza unei comenzi a biroului tehnic, efectuează modificările sau piesele cerute, pe care urmează să le monteze echipele specializate.

Din această schemă rezultă că fișa de stare a utilajului declanșează o serie de acțiuni care concură la rezolvarea problemei de întreținere.

În această concepție se accentuează caracterul preventiv al întreținerii. În aceste condiții noțiunile clasice de revizie tehnică (*RT*) și reparații curente (*RC1* și *RC2*) își pierd vechile semnificații, fiind înlocuite cu noțiuni denumite convențional *revizii periodice* de gradul *I*, *II*, *III*. Noțiunea de reparație capitală (*RR*) se menține izolat pentru agregate, nu însă și pentru o linie de fabricație.

Revizia de gradul I (*RI*) este efectuată de inspectorul de utilaje, cu periodicitatea indicată de fișa agregatului. Această revizie se poate executa cu utilajul în funcțiune sau în cadrul unei scurte opriri tehnologice și cuprinde :

— un control general al stării utilajelor (starea protecției anticorosive, zgomote suspecte, uzuri evidente ș. a.) efectuat cu utilajul în funcțiune și, numai dacă este cazul, în cadrul unei opriri ;

— controlul unor cote funcționale, indicate pe fișa agregatului ;

— controlul ungerii utilajului și completarea lubrifianților (cînd este cazul) ;

— verificarea reglajelor și corectarea acestora ;

— completarea eventuală a unor piese minore.

În baza constatărilor axate pe elementele de mai sus, inspectorul de utilaje întocmește raportul de stare a utilajelor.

La această revizie există numai un consum de manoperă, lubrifianți, organe de asamblare (șaibe, piulițe, siguranțe, șuruburi ș. a.).

Revizia de gradul II (*RII*) este revizia în care, pe baza constatărilor făcute de inspectorul de utilaje, se execută în esență următoarele lucrări în plus față de cele executate la revizia RI :

— demontări de ansambluri și subansambluri care prezintă uzuri ;

— schimbarea pieselor uzate sau avariate ;

— efectuarea unor verificări pentru roți dințate, cuplaje, alte organe în mișcare și înlocuirea celor uzate.

Revizia de gradul III(*RIII*) cuprinde, în linii mari, aceleași lucrări ca și *RII*, extinse la o gamă mai largă de organe de mașini și subansambluri.

În cazul în care se respectă în mod riguros reviziile, reparațiile capitale (*RK*) își pierd din complexitate și importanță.

În afara fișelor tehnologice, activitatea de întreținere mai presupune întocmirea următoarelor documentații :

— itinerarul tehnologic de întreținere, care să conțină date privind identificarea utilajului, ordinea de demontare-reparație—montare și piesele care se înlocuiesc la fiecare categorie de revizie ;

— fișe de ungere a utilajului (se indică puncte de ungere, calitatea lubrifiantului, periodicitatea operației).

Activitatea de întreținere și reparații corespunzătoare unui combinat siderurgic integrat se asigură astfel :

— fabricarea pieselor de schimb se realizează în atelierele centrale și în bazele sectoriale în proporție de 50—90 %, în funcție de producția de oțel a combinatului și de complexitatea utilajelor conducătoare ;

— activitatea de revizii se realizează integral în cadrul combinatului, cu dotarea și personalul atelierelor centrale, a bazelor de întreținere și a punctelor de întreținere ;

— reparațiile capitale se realizează de către uzina centrală de piese de schimb și reparații siderurgice, în colaborare cu bazele zonale și cu întreprinderi de specialitate (atunci cînd complexitatea lucrărilor o impune).

Soluția de organizare este concepută în așa fel încît activitatea de întreținere și reparații să aibă un caracter funcțional și, în consecință, nu poate fi aplicată decît pe măsura asigurării condițiilor în ceea ce privește documentația, echipamentul de informare, schema de personal ș. a.

Schema de organizare este următoarea :

a) Direcția mecano-energetică a combinatului integrat — organul central responsabil cu menținerea în stare de funcționare a instalațiilor combinatului, cu următoarele sarcini mai importante : evidența tehnică a utilajelor ; documentația necesară asigurării menținerii în stare de funcționare a utilajelor și instalațiilor (fișe de stare a utilajelor și instalațiilor tehnologice, fișe de ungere ș.a.) ; elaborarea și urmărirea planului de întreținere și reparații și defalcarea lui pe sectoare, ateliere ; determinarea consumului de piese și subansambluri pe schimb, inclusiv statistica de consum ; defalcarea planului de piese pe executanți (ateliere centrale, baze,

aprovizionare din exterior); restrîngerea și tipizarea numărului de repere.

b) *Secțiile de întreținere centrale*, care asigură următoarele: realizarea programului de piese de schimb; unele lucrări de intervenție; parțial, reviziile *RIII* și *RII* (cca 50%) conform planului.

În cadrul acestei subunități sînt cuprinse secțiile de piese de schimb, întreținere și reparații.

c) *Bazele sectoriale*, care asigură următoarele: execuția pieselor de schimb (parțial); reviziile *RII* și *RIII* (parțial) în colaborare cu atelierele centrale.

d) *Punctele de întreținere*, care asigură: revizia tehnică zilnică a utilajelor; ungerea zilnică a utilajelor ce necesită această operație; mici remedieri și reglaje.

e) *Depozite-magazii*. Depozitele și magaziile centrale aferente sectorului de întreținere cuprind: magazia generală de piese de schimb și materiale; magazia de produse refractare; depozitul de carburanți și lubrifianți; depozitul de carbid, oxigen ș.a.

Datorită importanței deosebite a inspecției de utilaje și a biroului tehnic — organ de analiză și decizie — precum și ca urmare a volumului mare de lucru, se impune: organizarea activității de inspecție a utilajelor în cadrul direcției mecano-energetice a combinatelor, organizarea unui birou tehnic de analize și decizie la nivelul combinatului și a unor birouri tehnice în cadrul fiecărei baze, cu atribuții limitate.

*

Importanța întreținerii în industria siderurgică este reflectată și de faptul că cca 20—30% din personalul muncitor activează în cadrul sectoarelor de întreținere-reparații.

Pentru îmbunătățirea activității de întreținere se impune ca, în viitor, aceasta să se adapteze condițiilor în continuă schimbare, să se folosească și să se extindă cercetarea operațională în domeniul activității de întreținere și reparații asigurîndu-se o utilizare optimă a experiențelor prin schimburi între activitățile de cercetare, învățămînt și exploatare.

Orientativ, în țările dezvoltate mentenanța reprezintă 10—12% din cifra de afaceri a unei întreprinderi și cca 1—2,5% din PNB. Cheltuielile de întreținere reprezintă 10—18% din valoarea producției marfă. Manopera în cadrul activității de întreținere-reparații reprezintă pînă la 50% din valoarea acestor lucrări.

În figurile 13, 14 și 15 sînt prezentate elementele principale pe baza cărora se dimensionează unitățile ce alcătuiesc sectoarele de întreținere și reparații ale unor combinate siderurgice integrate.

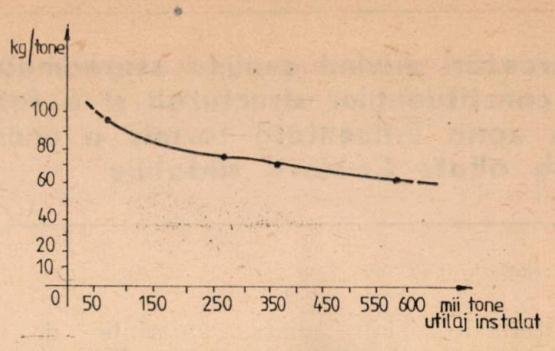


Fig. 13. Consumul de metal pentru piese de schimb

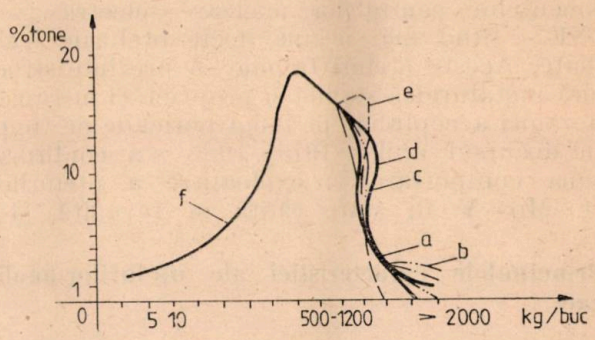


Fig. 14. Repartizarea pieselor de schimb pe grupe de greutăți și grade de complexitate

a — complexitate I; *b* — complexitate II; *c* — complexitate II, III; *d* — complexitate IV; *e* — complexitate V; complexitate I, II, III, IV; complexitate medie

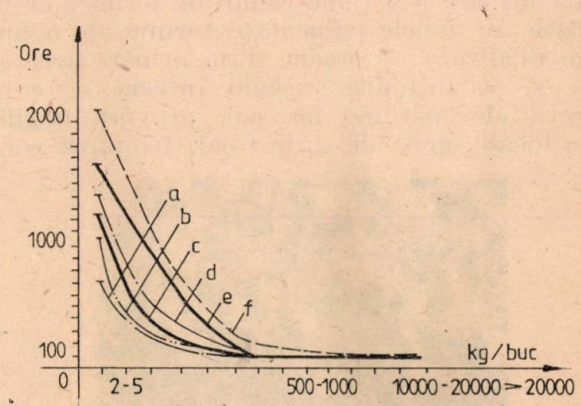


Fig. 15. Volumul de lucru în ore — mașini în funcție de grupele de greutăți

a — complexitate I; *b* — complexitate II; *c* — complexitate medie; *d* — complexitate III; *e* — complexitate IV; *f* — complexitate V

BIBLIOGRAFIE

[1] Aramă, C. *Terotehnica*. București, Editura tehnică, 1976.

[2] Dimitriu, S. *Considerații privind organizarea sectorului de întreținere într-un combinat siderurgic integral*. Sesiune tehnico-științifică, Hunedoara, 21 — 22 iunie, 1984.

Cercetări privind analiza stereometrică a constituenților structurali și a fazelor dure din zona influențată termic a unor oțeluri slab aliate Cr-Mo-V sudabile

dr. ing. D. R. Pascu
și fiz. Mihaela Pascu
Institutul de sudură și încercări de materiale – Timișoara

CZ : 669.017 : 621.78

Oțelurile slab aliate sudabile de tip Cr—Mo—V ($R \geqslant 275$ N/mm²; $KV \geqslant 27$ J) sînt folosite tot mai mult în construcția componentelor centralelor nucleare—electrice — CNE — fiind mai ieftine decît oțelurile înalt aliate. Aceste oțeluri trebuie să prezinte structură metalurgică stabilă și proprietăți mecanice la valori acceptabile pe lungi perioade de timp. În decursul anilor 1975—1985 s-a confirmat buna comportare în exploatare a oțelurilor Cr—Mo—V în stare călită și revenită [1].

Principalele caracteristici ale oțelurilor analizate

În lucrare se analizează trei tipuri de oțeluri slab aliate, 17CrMoV10; 1,3 Mo D V; 22 NiMo Cr37, ale căror caracteristici compoziționale, structurale și mecanice sînt prezentate în tabelul 1 și figurile 1, 2, 3.

Ca urmare a acțiunii ciclurilor termice de la sudare, în zonele influențate termic ale oțelurilor analizate, se produc transformări structurale și se introduc tensiuni interne, care în funcție de mărimea lor pot provoca fragilizări locale, generale și, în final, fisurarea con-

Fig. 1. Microstructura oțelului 17 CrMoV10 (Atac Nital 2 %)

Fig. 2. Microstructura oțelului 1,3 MoDV (Atac Nital 2 %)

strucției sudate. Un aspect aparte al fragilizării structurale din *ZIT* îl constituie apariția structurii Widmanstätten (grăunte grosolan cu ferită aciculară) [2], iar modelul nucleului de ferită (α) de tip plachetă aciculară ce apare din austenită (γ) grosolană și supraîncălzită, folosind construcția Cahn — Hoffmann, este prezentat în figura 4 [3].

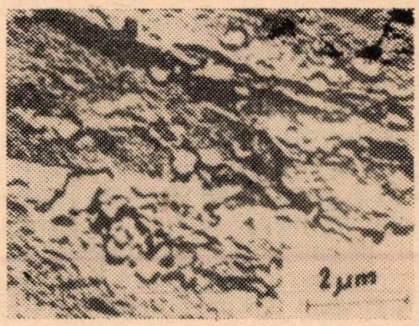


Fig. 3. Microstructura oțelului 22NiMoCr37 (Atac Nital 2 %)

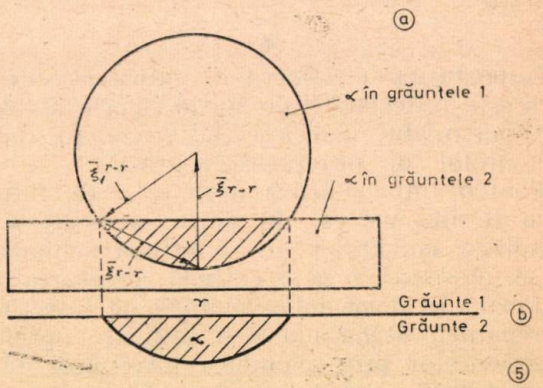


Fig. 4. Modelul nucleului de ferită tip plachetă aciculară

Nucleul α în grăuntele 1 este un disc, iar în grăuntele 2 este o sferă. Dimensiunile discului și ale sferei sînt exprimate prin tensiunile $\alpha-\gamma$, în timp ce distanța dintre centrul sferei și exteriorul ei se exprimă prin tensiunea $\gamma-\gamma$ (partea *a*).

Intersecția dintre aceste figuri reprezintă nucleul feritei aciculare, adică porțiunea unui segment sferic ce apare la limita de grăunte (partea *b*).

Tabelul 1

Caracteristicile compoziționale, mecanice și structurale ale oțelurilor analizate

Marca oțelului	Compoziția chimică, %											Caracteristici mecanice						Structura
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	Nb	Ti	Ni	Cu	Limita de curgere R_m [N/mm²]	Rezistența la rupere R_m, [N/mm²]	Alungirea la rupere A, %	Gîtuirea la rupere Z, %	Energia de rupere KV, J	Duritatea HV 5	
17CrMoV10	0,16	0,44	0,30	0,017	0,018	2,89	0,29	0,16	—	—	—	—	450	700	17	70	40 (la −40°C)	202 ÷ 247	sorbitică fină cu carburi de Cr, Mo, V plantate în masa de bază (fig. 1)
1,3 MoDV	0,15	1,40	0,31	0,02	0,02	0,20	0,42	0,30	—	—	0,65	0,20	600	700	20	74	35 (la −40°C)	193	sorbitică fină cu carburi (fig. 2)
22NiMo Cr 37	0,22	0,75	0,22	0,010	0,015	0,36	0,65	0,07	0,02	0,006	0,72	0,14	475	750	18	67	45 (la −40°C)	210	sorbitică fină cu carburi (fig. 3)

Energia de transformare a fazelor $\gamma \rightarrow \alpha$, $\Delta\Omega^*$ este dată de relația :

$$\Delta\Omega^* = -\frac{1}{2} \cdot V^* \cdot \Delta\Omega_v \qquad (1)$$

în care :

$\Delta\Omega_v$ este energia de transformare Ω pe unitatea de volum a austenitei în ferită ($\gamma \rightarrow \alpha$);

V^* — volumul total al nucleelor, $V^* = \frac{1}{3} \cdot \pi \cdot h^2 \cdot$

$$\cdot (3r - h), \qquad (1')$$

unde h este înălțimea segmentului sferic și r este raza sferei

$$h = -\frac{2}{\Delta\Omega_v} \cdot (\sigma_{coh}^{\alpha-\gamma} - \sigma^{\gamma-\gamma} + \sigma^{\alpha-\gamma}) \qquad (1'')$$

$$r = -\frac{2}{\Delta\Omega_v} \cdot \sigma^{\alpha-\gamma} \qquad (1''')$$

σ — tensiunea coerentă la interfață, mN/m.

Pentru tipurile de oțeluri slab aliate analizate se dau valorile : $\sigma_{coh}^{\alpha-\gamma}$=30 mN/m și $\sigma^{\alpha-\gamma}$ = 750 mN/m.

Timpul t de formare a feritei aciculare, viteza de germinare $\dot{N}$ și viteza de creștere G sînt legate prin relația :

$$t = \left(\frac{k'}{\dot{N} \cdot G^3}\right)^{1/4} \qquad (2)$$

Din relația clasică a teoriei cinetice rezultă expresia lui t :

$$\log t = \frac{\Delta\Omega^*}{4(2{,}3\ RT)} + \frac{Q}{2{,}3\ RT} + \log\ k'' \qquad (3)$$

în care K', K'' sînt constante, iar Q este energia de activare pentru difuzie.

La sudare [4], pentru transformările de la limita de grăunte tensionată :

$$\Delta \log t = \frac{1}{9{,}2\ RT} \cdot \left(\frac{\partial \Delta\Omega^*}{\partial \sigma^{\gamma-\gamma}}\right) \cdot \Delta\sigma^{\gamma-\gamma} \qquad (4)$$

Considerînd $T = 1\,100$ K ca temperatură de descompunere a austenitei și $\frac{\partial \Delta\Omega^*}{\partial \sigma^{\gamma-\gamma}} = 20 \frac{\text{kJ/mol}}{\text{mN/m}}$; $\Delta\sigma^{\gamma-\gamma} = 750$ mN/m, valorile introduse în relația (4) dau valoarea lui t : $\log\ t = 0{,}4$ și $t = 2{,}51$ s

În concluzie se apreciază că transformarea $\gamma \rightarrow \alpha$ cu producerea ZIT a structurii Wid-

manstätten are loc la răcire după o perioadă scurtă de timp (2,51 s), practic instantaneu.

În vederea reducerii nivelului tensiunilor reziduale ce pot produce fenomene de fragilizare — fisurare există mai multe metode, dar cea mai comună este aplicarea tratamentului termic de detensionare post-sudare denumit prescurtat *TD*. Acest tratament termic are multiple implicații metalurgice : restaurarea rețelelor cristaline deformate, coalescența carburilor, asigurarea unor precipitate fin dispersate în masa de bază, stabile pe durata tratamentului *TD* etc. Pe lîngă efectele favorabile din punctul de vedere al reducerii sau evitării ruperilor fragile sau intergranulare, al stabilității, tratamentul termic de detensionare post-sudare poate, în anumite condiții, să ducă la degradarea zonei influențate termic ca urmare a fenomenelor de fragilizare — fisurare datorate în special precipitării la temperatura *TD* sub formă de carburi ale elementelor carburigene. Aceste carburi au forme de plachete submicroscopice și provoacă o tensionare considerabilă a grăunților și, implicit, o creștere a microdurității (durificare secundară) [5]. Astfel, tensionarea excesivă produce microdeformații care vor antrena formarea de cavități la nivelul limitelor sau altor discontinuități care, cînd se unesc, formează microfisuri fine.

Simularea ciclurilor termice de la sudare

Simulatoarele de cicluri termice de la sudare sînt instalații complexe care reproduc într-o epruvetă cicluri termice de tipul celor provocate în zona influențată termic de procesele de sudare. Ciclurile termice de la sudare (fig. 5) sînt descrise de relațiile matematice și de funcțiile analitice complexe [6], [7] și au o serie de parametri printre care se amintesc: temperatura de vîrf, *Tv*, °C ; timpul de răcire *t* 8/5 în domeniul 800°—500°C, s ; vitezele de încălzire-răcire, °C/s sau °C/h.

Parametrii ciclurilor termice de la sudare folosiți sînt prezentați în tabelul 2, iar cei ai

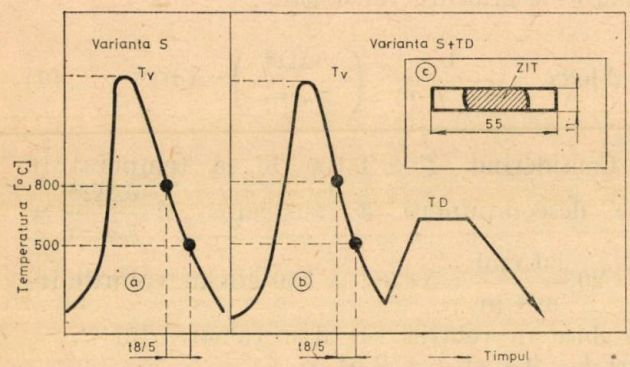


Fig. 5. Ciclul termic de la sudare (*a*), suprapunerea ciclului de tratament *TD* (*b*) și dimensiunile probei speciale (*c*)

tratamentului termic de detensionare în tabelul 3.

Ciclurile termice de la sudare, în variantele simulate (*S*) și simulate și detensionate *S* + *TD*, s-au aplicat pe epruvete speciale prelevate din oțelurile slab aliate, ele avînd dimensiunile prezentate în figura 5, *c*. Tratamentul termic de detensionare s-a efectuat într-un cuptor electric care asigură toate condițiile impuse pentru acest tratament termic post-sudare.

Analiza metalografică și sclerometrică

Analiza metalografică efectuată a pus în evidență structuri dure de tip bainito-martensitic cu duritatea maximă de 460 *HV*5 în cazul variantelor *S* și structuri tipice de revenire înaltă de tip sorbitic cu carburile plasate inter- și intragranular a căror duritate nu depășește valoarea de 330 *HV*5 în cazul variantelor *S* + *TD* [2].

Studiul transformărilor structurale ce au loc în zonele caracteristice îmbinărilor sudate la temperatura tratamentului *TD* arată ten-

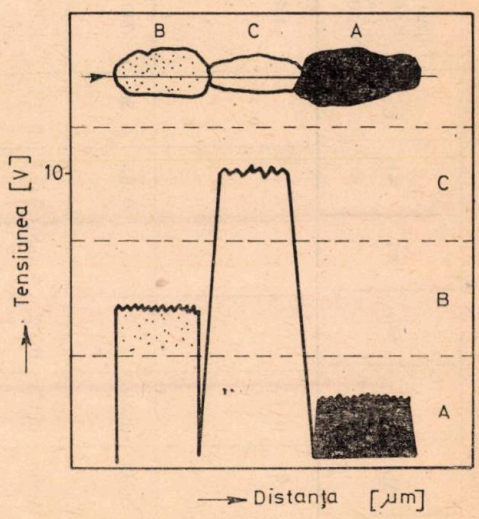


Fig. 6. Amplitudinea semnalului analogic pentru fiecare fază

dința de migrare și de creștere a carburilor de Cr, Mo, V în masa de bază, precum și o modificare accentuată a granulației în sensul creșterii grăunților mari pe seama celor mici.

Analiza stereometrică

Metoda stereometrică ce stă la baza determinărilor se sprijină pe analiza liniară prin baleierea mecanică a suprafeței, realizată prin deplasarea automată a măsuței microscopului în două coordonate din cadrul aparatului Epiquant [8].

În planul imaginii reflectate de probă se găsește o diafragmă prin care trece doar lumina provenită dintr-un mic domeniu, intensitatea

Tabelul 2

Parametrii ciclurilor termice de la sudare

Marca oțelului	Temperatura de vîrf T_v, °C	Durata de încălzire pînă la atingerea temperaturii de vîrf, s	Temperatura de preîncălzire T_0, °C	Timpul de menținere la temperatura de vîrf, s	Durata răcirii în intervalul 800 — 500°C (calculat) t 8/5, s	Grosimea materialului, mm	Energia liniară de sudare E_l, J/cm	Randamentul termic la sudare η, %	Durata răcirii în intervalul 800 — 500°C (t 8/5) experimental, s
17 CrMoV10	1 350 / 1 200 / 1 000	10	150	1	11,16	50	15 000	85	12,01
1,3 MoDV	1 350 / 1 200 / 1 000	10	150	1	13,39	110	18 000	85	14,01
22 NiMoCr 37	1 350 / 1 200 / 1 000	10	150	1	13,39	110	18 000	85	14,02

Tabelul 3

Parametrii tratamentului termic de detensionare

Marca oțelului	Temperatura maximă TD, °C	Viteza de încălzire °C/h	Timpul de menținere la temperatura maximă h	Viteza de răcire °C/h	Mediul de răcire
17CrMoV10	600±20	~50	2,0	~40	cuptor
1,3MoDV	600±20	~50	4,4	~40	cuptor
22NiMoCr37	600±20	~50	4,4	~40	cuptor

acesteia fiind o măsură a gradului de reflectivitate a probei în zona respectivă.

Radiația luminoasă este transformată într-un semnal electric cu ajutorul unui fotomultiplicator. Semnalul analogic este digitalizat și prelucrat în cadrul componentei electrice a aparatului. Lumina provenită de la diverșii constituenți structurali și faze dure va da semnale analogice de amplitudine diferită. Se obține în felul acesta o succesiune caracteristică de impulsuri. Se observă că mărimea semnalului indică natura fazei intersectate, iar durata semnalului indică lungimea constituentului sau a fazei. Bazat pe acest fapt, aparatul deosebește trei faze distincte (A, B și C) pe care le analizează separat într-o singură explorare determinînd numărul particulelor, lungimea totală a coardelor intersectate și face clasarea în 13 clase de mărimi.

Analiza stereometrică efectuată pe analizorul automatic de faze Epiquant a determinat o serie de parametri stereometrici cantitativi, dar s-au reținut numai cei ce prezentau o importanță deosebită în testarea influenței tratamentului TD asupra modificărilor structurale și anume: conținutul global de constituenți structurali și de faze dure, prescurtat Cg, în procente; dimensiunea medie a particulelor, prescurtat $\bar{d}$, în micrometri.

Valorile experimentale obținute pe probele simulate (S) și simulate și detensionate ($S + TD$) sînt trecute în tabelul 4. Parametrii stereometrici ai fazelor dure (carburi, prescurtat K) s-au determinat pe imaginile obținute la microscopul electronic pe replicile de extracție a carburilor specifice.

Din tabelul 4 se observă că pe măsura creșterii temperaturii Tv la toate oțelurile analizate

Tabelul 4

Caracteristicile stereometrice la oţelurile analizate

Temperatura de vîrf Tv, °C	Varianta	Constituenţi structurali sau faze dure *	oţel 17CrMoV10				oţel 1,3MoDV				oţel 22NiMoCr 37			
			Cg [%]		$\bar{d}$ [μm]		Cg [%]		$\bar{d}$ [μm]		Cg [%]		$\bar{d}$ [μm]	
			valoarea medie	σ**	valoarea medie	σ**	valoarea medie	σ**	valoarea medie	σ**	valoarea medie	σ**	valoarea medie	σ**
1 000	S	$M+So$	85,35	1,02	5,55	0,72	80,91	0,92	6,28	0,88	88,22	1,12	6,64	0,85
		K	14,65	0,14	1,15	0,09	19,09	0,21	18,09	0,21	11,77	0,13	1,0	0,08
	$S+TD$	$Pe+K$	44,29	0,51	9,13	0,80	35,80	0,49	11,22	0,82	40,18	0,48	8,11	0,73
		Fe	55,71	0,59	10,98	0,85	64,20	0,68	10,10	0,83	59,81	0,59	13,82	1,22
1 200	S	$M+B$	80,11	0,98	5,21	0,62	72,23	0,70	6,66	0,66	87,48	1,02	5,39	0,77
		K	19,89	0,22	0,18	0,02	25,77	0,30	0,15	0,02	12,50	0,11	0,12	0,02
	$S+TD$	$Pe+K$	38,42	0,48	10,38	1,16	42,73	0,53	12,39	1,37	21,68	0,21	9,08	1,04
		Fe	61,51	0,68	28,18	2,39	57,27	0,63	30,31	2,55	78,32	0,96	25,83	2,11
1 350	S	M	79,30	1,02	12,49	1,12	84,15	0,94	14,71	1,27	80,45	0,93	11,72	2,16
		K	20,70	0,22	0,082	0,002	25,85	0,30	0,078	0,001	19,54	0,20	0,51	0,001
	$S+TD$	$Pe+K$	65,29	0,61	30,61	2,11	41,12	0,53	27,72	2,02	60,25	0,68	35,33	2,63
		Fe	34,71	0,49	43,11	3,02	58,88	0,75	41,9	2,99	39,75	0,47	40,56	3,18

* Prescurtări : M — martensită ; So — sorbită ; Fe — ferită ; Pe — perlită ; K — carburi ; B — bainită
** Abaterea medie pătratică

scade vertiginos dimensiunea carburilor ($\bar{d}_k$), astfel încît la $Tv = 1\,000$°C se obţin valori maxime de 1,25 μm, la $Tv = 1\,200$°C de 0,18 μm, iar la $Tv = 1\,350$°C de 0,08 μm cu un conţinut maxim de 27,67 % la oţelul 17 CrMoV10.

Tratamentul termic de detensionare (TD) are o acţiune puternică asupra parametrilor stereometrici ai feritei, astfel încît aplicarea tratamentului TD duce la creşterea conţinutului feritei din oţelurile analizate de la 55,71 % la 64,20 % pentru $Tv = 1\,000$°C, de la 57,27 % la 78,32 % pentru $Tv = 1\,200$°C şi de la 34,71 % la 58,88 % la $Tv = 1\,350$°C.

Analiza interrelaţiilor stabilite $C_{Fe} = f(\bar{d}_{Fe})$ pentru oţelurile studiate atestă un nivel corespunzător de dependenţă a caracteristicilor structurale, iar indicii de corelaţie ai regresiilor liniare variază între 0,92 şi 0,94 (fig. 7).

Coroborarea rezultatelor experimentale obţinute în urma analizelor stereometrice şi microfractografice pe probele simulate cu ciclurile termice de la sudare a permis stabilirea a doi factori structurali atît după simulare, cît şi după aplicarea tratamentelor termice de detensionare post-sudare.

La oţelurile slab aliate sudabile în stare călită şi revenită evidenţierea domeniilor de existenţă a fenomenelor de fragilizare se atestă prin conţinutul global de carburi C_k pentru starea simultană şi prin conţinutul global de perlită + carburi C_{Pe+K} pentru starea simulată

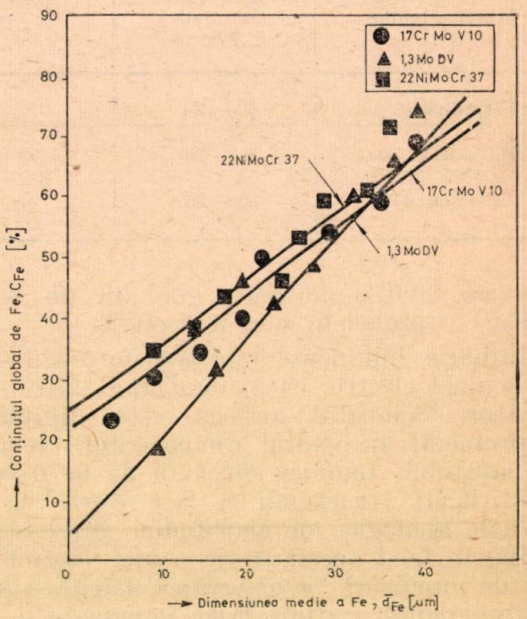


Fig. 7. Corelaţia $C_{Fe} = f(\bar{d}_{Fe})$

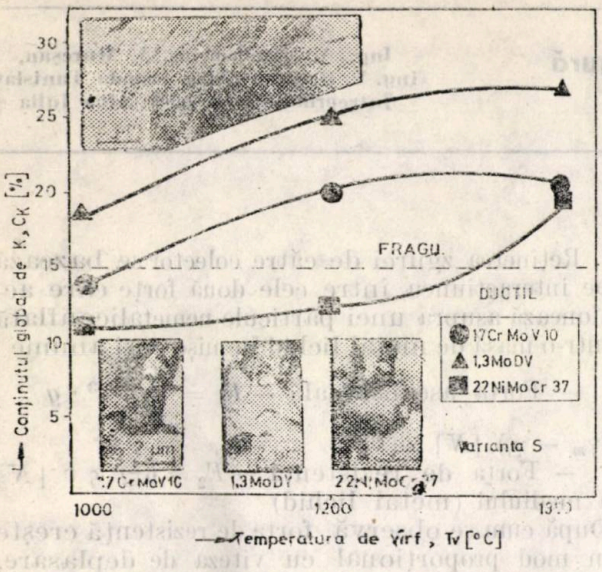


Fig. 8. Variația C_k funcție de Tv la starea simulată

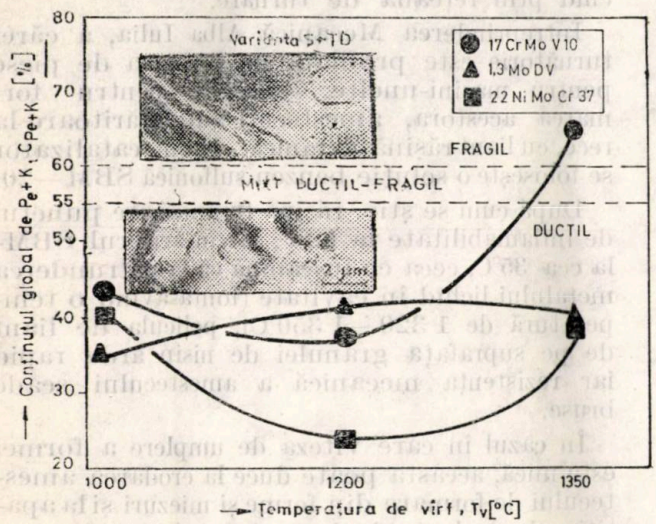


Fig. 9. Variația C_{Pe+k} funcție de Tv la starea simulată și supusă tratamentului TD

și supusă tratamentului termic de detensionare (fig. 8 și 9) [9].

Cînd $C_k \geqslant 15\,\%$ apare fragilizarea structurală prin existența domeniilor fragile și intergranulare atestate de natura ruperilor.

Cînd $C_k < 15\,\%$ nu apare fragilizarea structurală, în acest domeniu se produc ruperi cu caracter ductil.

Cînd $C_{Pe+k} < 55\,\%$ nu apare fragilizarea structurală, ruperile se plasează în domeniul ductil.

Cînd $55\,\% \leqslant C_{Pe+k} \leqslant 60\,\%$ este posibilă apariția fragilizării structurale prin plasarea ruperilor în domeniul mixt ductil-fragil.

Cînd $C_{Pe+k} > 60\,\%$ apare fragilizarea structurală, ruperile se plasează în totalitate în domeniul fragil.

Concluzii

— Simularea ciclurilor termice de la sudarea oțelurilor 17CrMoV10, 1,3MoDV și 22NiMoCr37 la temperaturi de vîrf cuprinse în domeniul 1 000—1 350°C a dus la obținerea unor structuri martensitice și bainitice a căror susceptibilitate la fragilizare relevă o creștere odată cu mărirea temperaturii.

— Aplicarea tratamentului termic de detensionare produce o scădere substanțială a pericolului de fisurare, fapt explicabil prin transformările favorabile ale structurii zonelor influențate termic ale oțelurilor analizate.

— Gradul de finisare al carburilor în matricea de bază a structurilor din zonele influențate termic este influențat mai ales de temperatura de vîrf în sensul măririi gradului de finisare cu creșterea temperaturii de vîrf și în mai mică măsură de temperatura tratamentului termic de detensionare.

— Concluziile practice privind tehnologia de sudare și de tratament termic post-sudare al oțelurilor analizate pot fi trase dacă se ține seamă de dependența strînsă a parametrilor stereometrici de temperaturile de vîrf caracteristice procesului de sudare și, în special, de tendința de evoluție a acestor parametri la temperaturi ridicate.

— Analizele stereometrice și microfractografice armonic coroborate au stat la baza stabilirii domeniilor de fragilizare structurală exprimate prin valori critice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Prnka, T. *Japan — Czechoslovak Joint Simposium on metallurgical problems of Nuclear Power Equipment Production*, Tokyo, martie 1—2, 1977.

[2] Pascu, D., R. *Influența factorilor structurali asupra caracteristicilor tehnologice și proprietăților mecanice ale oțelului slab aliat pentru construcții sudate supus tratamentelor termice post-sudare*, Teză de doctorat, Inst. Polit. București, 1983.

[3] Sharma, R., C. și Purdy, R., A. *A model for ferrite nucleation.* În : Met. Trans., S.U.A., vol. 4, 1978.

[4] Sharma, R., C. și Purdy, R. A. *Thermodynamics and phase equilibria for the Fe—C—Cr System*, În : Met. Trans., S.U.A., vol. 10A, nr. 8, 1979.

[5] X X X *Testing techniques to study the susceptibility to reheat cracking of alloy steels*, În : Welding in the world, S.U.A., nr. 11/12, 1978.

[6] Uwer, D. ș. a. *Thermal cycles in arc welding calculation of cooling times*, Doc IIS/IIW IX 98 —1976, Paris.

[7] Pascu, D., R. ș. a. *Simularea ciclurilor termice de la sudarea oțelului 1,3 Mo DV.* În : Construcția de mașini, R.S.R., nr. 8, 1978.

[8] Saltykoů, Ș., A. *Stereometrische Metallographie* VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1974.

[9] Pascu, D., R. *Metodă pentru determinarea fragilității materialului în zona influențată termic la oțelurile sudate.* Brevet invenție R.S.R., nr. 81970—1983.

Folosirea colectoarelor centrifugale de zgură la turnarea pieselor pentru mașini unelte

Ing. A. Mitrofan, ing. A. Mureșan, ing. V. Deceanu și sing. Iolanda Tanislav
Întreprinderea Mecanică Alba Iulia

CZ : 621.741.2

În ultimii ani, ca urmare a diversificării producției de piese turnate din fontă, au apărut tot mai multe turnătorii specializate pe o anumită gamă de produse, de exemplu : turnătorii pentru piese auto, turnătorii pentru carcase de motoare electrice, turnătorii pentru piese mecanice și mașini-unelte etc.

Specializarea turnătoriilor a permis mecanizarea sau chiar automatizarea operațiilor, fiind astăzi puține linii tehnologice necomandate de calculatoare de proces.

După cum se cunoaște, în construcția de mașini-unelte ponderea cantitativă o dețin piesele turnate și, în special, cele din fontă, piese care compun cadrul de rezistență al acestora ; precizia dimensională, amortizarea vibrațiilor, stabilitatea în timp a acestora sînt influențate în mod direct de calitatea pieselor turnate.

Tocmai din această cauză, mai ales în actuala conjunctură, cînd ponderea exportului în producția de mașini-unelte este în creștere, obținerea unor piese turnate fără defecte trebuie să constituie principala preocupare a specialiștilor.

Evitînd munca conștientă a omului, procesul de automatizare sporește riscul de rebut, spre exemplu : operația de turnare se face cu oală comandată de la distanță apărînd posibilitatea rebutării din incluziuni de zgură, unul din cele mai răspîndite defecte ale pieselor turnate din fontă este acela care constă în prezența în pereții piesei turnate a unor depuneri de zgură izolate sau în cuiburi. Prezența acestora în piese reduce rezistența mecanică, afectează calitatea suprafețelor, iar în cazul în care sînt localizate în suprafețele de ghidare duc în mod sigur la rebutarea pieselor.

Pericolul de apariție a incluziunilor de zgură în piesele de fontă este, după cum se știe, mult mai mare decît la piesele din oțel, și datorită faptului că turnarea acesteia se face prin ciocul oalei.

Tocmai din această cauză în compunerea rețelelor de turnare la piesele din fontă intră și un „colector de zgură", element al rețelei destinat special reținerii zgurei înainte de introducerea fontei în cavitatea formei, principiul de bază în dimensionarea acestora fiind convergența.

Reținerea zgurei de către colector se bazează pe interacțiunea între cele două forțe care acționează asupra unei particule nemetalice aflată într-o masă de metal lichid în mișcare și anume :

— Forța ascensională — $F_1 = \frac{4}{3} \pi r^3 \cdot g$ $(\gamma_m - \gamma_i)$ $[N]$

— Forța de rezistență — $F_2 = 6\pi r \eta v$ $[N]$ a mediului (metal lichid)

După cum se observă, forța de rezistență crește în mod proporțional cu viteza de deplasare, respectiv cu viteza de curgere a metalului lichid prin rețeaua de turnare.

Întreprinderea Mecanică Alba Iulia, a cărei turnătorie este profilată pe turnarea de piese pentru mașini-unelte, folosește pentru formarea acestora, amestecuri autoîntăritoare la rece, cu liant rășină furanică. Drept catalizator se folosește o soluție benzen-sulfonică SBM—20.

După cum se știe, rășina furanică are punctul de inflamabilitate la 62°C, iar întăritorul SBM-la cca 35°C, ceea ce înseamnă că la pătrunderea metalului lichid în cavitate (fonta avînd o temperatură de 1 320—1 350°C), pelicula de liant de pe suprafața granulei de nisip arde rapid iar rezistența mecanică a amestecului scade brusc.

În cazul în care viteza de umplere a formei este mică, aceasta poate duce la erodarea amestecului de formare din forme și miezuri și la apariția de incluziuni de amestec în piese.

Pentru a preîntîmpina aceasta, în turnătoria I. M. Alba Iulia s-au adoptat încă de la început viteze de turnare foarte mari, umplerea unor piese de 10—15 tone făcîndu-se în 40—50 secunde.

Creșterea vitezei de turnare are însă, după cum s-a văzut, influență asupra forței de rezistență a metalului lichid la ridicarea particulelor de zgură în colector, în sensul măririi acesteia, astfel că pericolul de pătrundere al zgurei în cavitatea formei crește.

Pentru a preîntîmpina aceasta, concomitent cu dimensionarea corectă a rețelelor de turnare au fost luate următoarele măsuri : folosirea de agenți de coagulare ai zgurei, pentru a ușura tragerea acesteia de pe suprafața metalului lichid, din oala de turnare (zgurex) ; folosirea de bazine de turnare cu prag și separator de zgură și dop plutitor care deschide piciorul de turnare după ce nivelul metalului lichid a depășit nivelul separatorului ; la turnarea

pieselor mari, folosirea de bazine mari de 5—10 tone, închise cu dopuri de grafit, la care ridicarea dopurilor se face după umplerea bazinelor cu metal lichid; menținerea în continuare a bazinului plin prin basculareа oalei împiedică pătrunderea zgurei în rețeaua de turnare.

Cu toatea aceste măsuri, ponderea incluziunilor de zgură în rebutul înregistrat la turnătoria I.M. Alba Iulia a fost destul de ridicată, apariția acestora fiind favorizată de o serie de abateri de la disciplina tehnologică mai greu de controlat cum sînt: întreruperea turnării; curgerea formelor în planul de separație la sfîrșitul turnării, ceea ce duce la golirea bazinelor de turnare cu pătrunderea zgurei în rețea.

Pentru mărirea siguranței la turnare, s-a experimentat cu succes în ultima perioadă la I. M. Alba Iulia folosirea, concomitent cu colectorul de zgură clasic, a colectorului de zgură centrifugal.

Folosirea acestora se bazează pe efectul de turbionare pe care acesta îl imprimă metalului lichid, care are ca efect ridicarea particulelor de zgură care pătrund în rețea, antrenată de fontă în partea superioară a colectorului centrifugal. Pentru a imprima acest efect metalului lichid, elementul rețelei care aduce metalul și cel care evacuează metalul din colectorul centrifugal sînt amplasate tangent la acesta. Înălțimea colectorului centrifugal depășind cu mult înălțimea elementului de rețea tangent, trecerea zgurei prin acesta este practic exclusă.

Pe cale experimentală, s-a stabilit forma optimă a rețelei, precum și relațiile de dimensionare a acestora (fig. 1).

Calculul rețelei de turnare este cel clasic pînă la $Aczg1$.

În continuare se respectă următoarele raporturi:

$$Aczg1 : Aczg2 : Ap_2 = 1 : 1{,}1 : 1{,}2$$

Colectorul centrifugal se dimensionează astfel:

$$\Phi_{p_1} = (B_1 + B_2)x2$$

$$h_{p_1} = (B_1 + B_2)x4$$

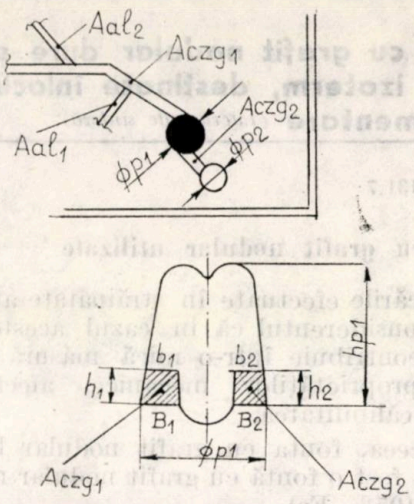


Fig. 1. Rețea de turnare cu colector de zgură centrifugal

În cazul rețelei de turnare cu secțiuni mari, pentru a se evita colectoarele centrifugale supradimensionate, amplasarea acestora se poate face pe alimentatoare.

În acest caz pentru dimensionare se folosesc aceleași relații ca mai sus, pornind însă de la dimensiunile ataculuí.

Folosirea colectoarelor centrifugale în turnătoria I. M. Alba Iulia a avut ca rezultat scăderea spectaculoasă a rebuturilor la o serie de repere din care se amintesc:

— corp UM 315—„6 Martie" Zărnești, la care procentul de rebut a fost sub 3%;

— platou SN 401, SN 501—la care rebutul a scăzut de la 15% la 5%;

— lingotiere Ø 275, Ø 350, Ø 425, Ø 500 turnate orizontal, la care rebutul a fost practic zero;

— repere pentru strunguri SN 401×1000, la care nu s-au înregistrat rebuturi cu incluziuni de zgură.

Din rezultatele obținute pînă în prezent, se apreciază că, prin generalizarea acestui tip de colector, rebutul total poate fi scăzut cu 3—4%, justificînd astfel cheltuielile suplimentare pe care le introduce în costul pieselor turnate.

Fonte cu grafit nodular dure și semidure călite izoterm, destinate înlocuirii oțelurilor de cementare *(Lucrare de sinteză)*

Dr. ing. Al. Munteanu
Universitatea din Brașov

CZ : 669.131.7

Fonte cu grafit nodular utilizate

Încercările efectuate în străinătate au pornit de la considerentul că în cazul acestor fonte alierea contribuie într-o mică măsură la ridicarea proprietăților mecanice, afectînd în special călibilitatea.

De aceea, fonta cu grafit nodular luată în studiu a fost o fontă cu grafit nodular nealiată, feritică (95% Fe).

Compoziția chimică a fontei DIN 1693—GGG40 este similară fontei cu grafit nodular Fgn-400—12 elaborată în R.S.R. : 3,6% = C, 2,4% = Si, 0,45% = Mn; 0,09% = S. Se analizează în același scop o fontă cu grafit nodular cu o compoziție asemănătoare : 3,6% = C; 2,6% = Si, 0,3% = Mn; 0,09% = S.

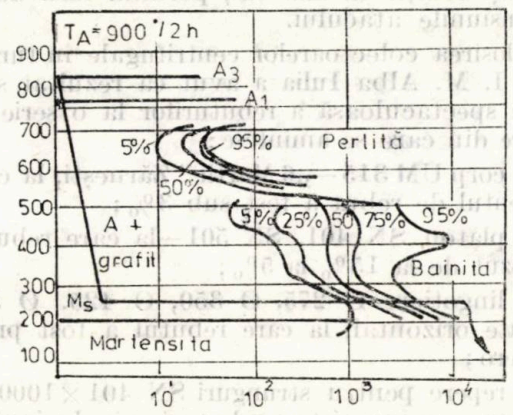


Fig. 1. Diagrama de transformare la răcirea izotermă a fontei cu grafit nodular nealiată 3,6 % = C 2,4 % = Si, 0,45 % = Mn

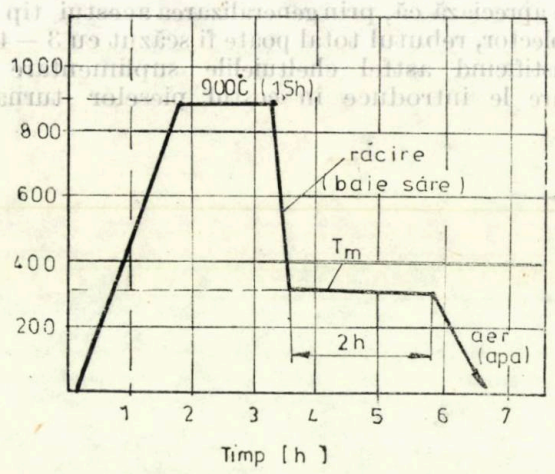


Fig. 2. Diagrama tehnologică de tratament termic aplicat fontei cu grafit nodular

Diagrama transformării la răcire izotermă a acestor fonte, diagramă ce servește analizei temperaturii duratei de menținere și a structurii obținute prin călire izotermă, este prezentată în figura 1.

Ciclurile termice aplicate epruvetelor de tracțiune, oboseală, uzură, roților dințate de probă și angrenajelor dințate conice cu dantură hipoidă din construcția diferențialului, executate din fontă pot fi urmărite pe figura 2.

În urma acestor cicluri masa metalică este formată din bainită, martensită și austenită reziduală în proporții diferite, în funcție de temperatura de menținere .

Sortimente calitative obținute prin călire izotermă. Aplicînd regimurile de tratament termic prezentate în figura 2 prin modificarea temperaturii de menținere și păstrarea constantă a duratei de menținere, urmată de răcire în apă sau aer, s-au obținut mai multe sortimente calitative. Aceste sortimente sînt analizate prin prisma proprietăților mecanice statice și dinamice, obținute pe epruvete clasice (tab. 1). Tabelul 1 este o sinteză a rezultatelor obținute pe cele două calități de fontă elaborată în Europa și Japonia, cu o compoziție asemănătoare. Temperaturile de menținere experimentate sînt întrucîtva diferite, completînd în acest fel cîmpul valoric al proprietăților analizate și posibil de obținut prin acest procedeu. Urmărind comparativ rezultatele, se constată faptul că, atunci cînd temperaturile sînt apropiate, nu apar diferențe mari în comportament.

Pentru a analiza modul în care proprietățile mecanice sînt influențate de variația factorilor și parametrilor tehnologici, s-a apelat la calități de fontă GGG 40 provenite de la patru producători diferiți, toate feritice (min 95% Fe), dar obținute în condiții diferite de elaborare și turnare. Temperatura de austenitizare s-a modificat în mod voit între 850—900°C, durata de menținere la austenitizare între 90—240 min, iar durata de menținere în treapta izotermă la temperaturi variabile între 280 și 390°C a fost cuprinsă între 25 și 240 min.

Rezultatul studiului efectuat pe un număr de 177 epruvete Ø 8 mm poate fi analizat cu ajutorul dreptelor de regresie (fig. 3).

Micșorarea valorilor de rezistență la curgere, la temperaturi sub 280°C și creșterea intervalului de variație al acestei caracteristici mecanice sînt determinate de fragilitatea sporită a epuvetelor ce se rup de multe ori prematur.

Caracteristici mecanice statice și dinamice obținute prin călire izotermă *Tabelul 1*

Caracteristici mecanice		Sortiment	GF			DC		
			100	140	120	I	II	III
Regim termic	Temperatura de austenitizare, °C		900	900	900	920	920	920
	Durata de menținere, h		1,5	1,5	1,5	1,5	1,5	1,5
	Temperatura de transformare, °C		235	275	320	220	300	360
	Dimensiuni maxime, mm		45	35	30	—	—	—
	Durata de menținere, h		2	2	2	2	2	2
Proprietăți mecanice statice	Rezistența la rupere R_m, N/mm²		~1 000	⩾1 400	⩾1 200	1 127	1 352	1 107
	Rezistența la curgere $R_{p0,2}$, N/mm²		—	1200	950	—	1060	891
	Alungire specifică A_5, %		—	1—2	2—5	—	4,2	9,7
	Duritate *HRC*		46—51	43—47	35—39	47,1	38,5	31,9
Proprietăți mecanice dinamice	Rezilienta, J/ cm²		—	—	—	12,7	29,4	39,2
	Rezistența la încovoiere ciclu pulsator R=0	α_k= 1 epruvete netede	230	—	270	—	—	—
		α_k= 2,4 epruvete crestate	145	—	110	—	—	—
	Rezistența la încovoiere ciclu alternant simetric R=—1	α_k= 1 epruvete netede	210	—	250	245	342	411
		α_k=2,4 epruvete crestate	90	—	100	—	—	—
	Rezistența la încovoiere R=—1	α_k= 1 netede ecruisate	—	—	—	323	260	328
Proprietăți tehnologice	Variația volumului la călire, %		0,35	0,45	0,40	—	—	—
	Prelucrarea mecanică înainte de tratament		FOARTE BUNĂ					
	Călibilitate *HRC*		57	57	57		—	—

Analizînd figura 3 se poate constata că intervalele de variație ale proprietăților de rezistență R_m, $R_{p0,2}$, duritate *HRC* și alungire specifică $A5[\%]$ sînt relativ mici, deci fonta cu grafit nodular feritică posedă o bună reproductibilitate a proprietăților mecanice (pentru epruvete Ø8mm) și prezintă o relativ mică sensibilitate la variația parametrilor tehnologici ce pot apărea în mod accidental în practică.

Sortimentele de fontă obținuite prin călire izotermă simbolizate „GF" au fost analizate la uzare, utilizîndu-se probe-șaibe, imersate în ulei SAE 90, cu turații diferite $n_1 = 360\ min^{-1}$ și $n_2 = 400\ min^{-1}$ la o forță de apăsare de 1962 N.

Epruvetele de probă executate din același sortiment au fost comparate, prin cîntărire, după același număr de rotații, cu epruvete identice executate din oțel cementat 16 Mn Cr 5 (oțel similar cu 18 Mn Cr 10 STAS 791—80).

Fontele cu grafit nodular călite izoterm s-au dovedit în general rezistente la uzare. După cum se poate constata în figura 4, sortimentul GF 100 (temperatura de transformare 235°C) cu o duritate de 48 *HRC* prezintă o rezistență

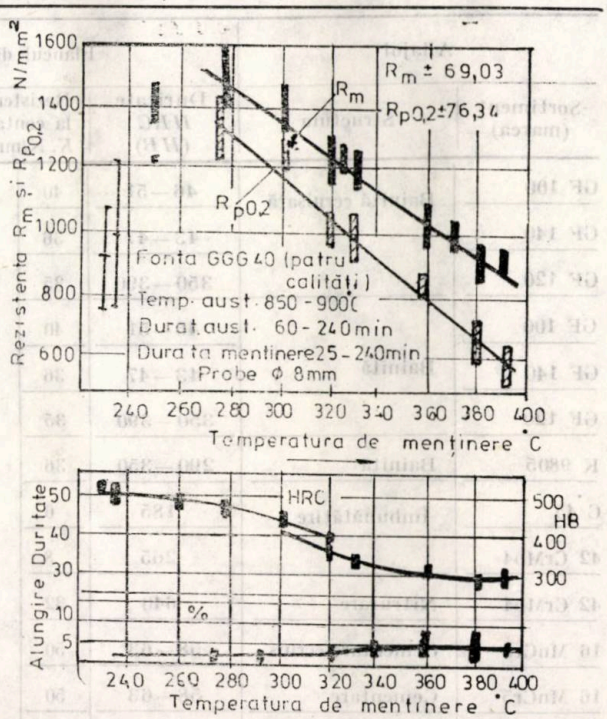


Fig. 3. Proprietățile mecanice ale fontelor cu grafit nodular GGG în funcție de temperatura de transformare

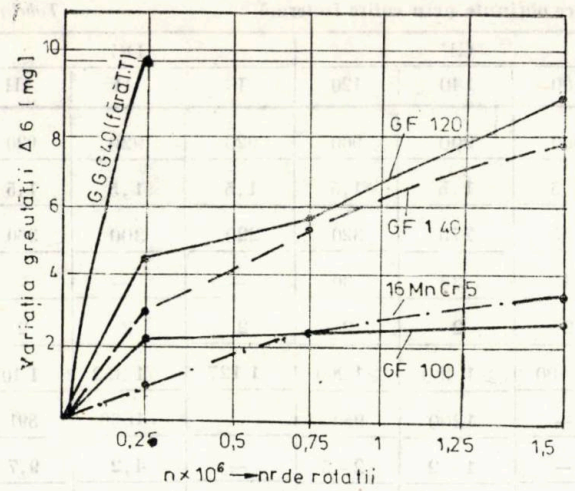


Fig. 4. Rezultatele comparative ale rezistenței la uzare pentru fonta cu grafit nodular și oțelul de cementare 16MnCr5

la uzare similară oțelului 16MnCr5 cementat cu o duritate de 61*HRC*. Explicația constă în faptul că fonta prezintă o structură mixtă cu o masă metalică foarte dură 750 $HV_{0,1}$ care se comportă, datorită prezenței grafitului, foarte bine la uzarea la oboseală și în special la uzarea de aderență și abraziune.

Încercări efectuate pe roți dințate de probă

În continuarea cercetărilor, utilizîndu-se roți dințate de probă, s-au determinat o serie de caracteristici mecanice ce stau la baza criteriilor de dimensionare a angrenajelor.

Astfel, pe roți dințate cilindrice cu dinți drepți ($Z = 34$ și $m = 3$ mm) s-a determinat rezistența la încovoiere statică și dinamică a bazei dintelui și rezistența flancurilor la solicitarea de contact în condiții de rulare îndelungată, iar pe roți dințate cu $Z = 27$ și $m = 4{,}5$ s-a urmărit obținerea rezistenței la uzare și gripare.

Aceste roți dințate prelucrate din fontă GGG 40 au fost tratate termic, obținîndu-se seturi din toate sortimentele prezentate în tabelul 1. După călire izotermă o parte din roțile dințate de probă au fost supuse ecruisării cu jet de alice 0,35 mm A_2 (Almen).

Rezistența la încovoiere la baza dintelui. Încercările la încovoiere în condiții dinamice în ciclu pulsator și static au fost executate pentru toate sortimentele simbolizate GF.

Calcularea tensiunii de referință la baza dintelui s-a făcut prin evaluarea mărimii secțiunii de rupere și a momentului creat de forța ce acționează în punctul de contact al roții dințate cu dinți drepți $Z = 34$ și $m = 3$ mm.

Rezultatele înregistrate pe curbele Wöhler pentru rezistența la încovoiere la baza dintelui în ciclu pulsator sînt prezentate în tabelul 2.

În stare neecruisată rezistența la oboseală variază între $\sigma_0 = 235$ N/mm² la GF 100 și 310 N/mm² la GF 120. Prin ecruisare rezistența

Tabelul 2

Caracteristici mecanice statice și dinamice obținute prin încercarea roților dințate de probă

Aliajul		Flancul dintelui				Baza dintelui			Miezul dintelui
Sortiment (marca)	Structura	Duritate *HRC* (*HB*)	Rezistența la contact *K*, N/mm²		Starea suprafeței	Rezistența la șoc, N	Rezistența la încov. σ_0, N/mm²	Rezistența la încov. σ_i, N/mm²	Rezistența la rupere R_m, N/mm²
GF 100	Bainită ecruisată	46—51	40	Pentru 0,5% reducere de suprafață	lustruit	25 000	400	1 280	1 000
GF 140		43—47	36			40 000	430	1 940	1 400
GF 120		350—390	35			50 000	460	1 940	1 200
GF 100	Bainită	46—51	40		lustruit	25 000	235	1 280	1 000
GF 140		43—47	36			40 000	250	1 940	1 400
GF 120		350—390	35			50 000	310	1 940	1 200
K 9805	Bainită	290—350	36			—			
C 45	Îmbunătățire	185	6		lustruit	—	230	1 350	520
42 CrMo4		265	8			—	315	1 400	900
42 CrMo4	Nitrurare	640	32			—	440	1 500	900
16 MnCr5	Cementare-ecruis.	58—63	50		lustruit	49 000	630	1 500	~ 980
16 MnCr5	Cementare	58—63	50			49 000	525	1 500	~ 980
17CrNiMo6	Cementare	720	50			54 000	470	2 000	~ 1 000

la oboseală crește cu 50—70%, fiind cuprinsă între 400 N/mm² la GF 100 și 460 N/mm² la GF 120. S-a constatat că dispersia valorilor rezistenței la oboseală este mică pentru toate sortimentele, atît în stare ecruisată cît și în stare neecruisată.

În figura 5 se prezintă spre exemplificare curba Wöhler care a servit obținerii valorilor înregistrate în tabelul 2 pentru sortimentul GF 140.

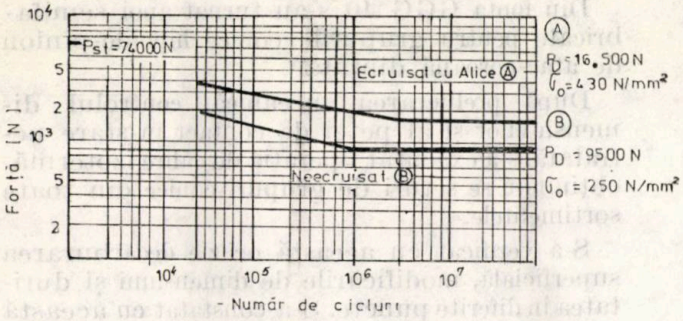


Fig. 5. Rezistența bazei dintelui în ciclul pulsator pentru sortimentul „GF 140"

Încercarea la încovoiere în condiții statice a demonstrat că sortimentul GF 140 și GF 120 prezintă cea mai mare rezistență. Astfel, la o sarcină de rupere de 74 KN, rezistența la încoviiere σ_i a fost de 1 940 N/mm².

Scăderea rezistenței la încovoiere la sortimentele GF 100 pentru care $\sigma_i = 1\,280$ N/mm² nu surprinde, întrucît la acest sortiment și rezistența la rupere la întindere R_m este mai mică decît la sortimentele GF 140 și GF 120 (tab. 1).

Rezistența danturii la șoc. Rezistența la șoc pentru sortimentele GF a fost determinată utilizînd metoda Z.F. Brugger, rezultînd valorile prezentate în tabelul 2. Se poate constata că, în cazul roților dințate de probă în sortimentul GF 140, ruperea se realizează pentru o forță aplicată dinamic $P_{din} = 40\,000$ N, valoare care se apropie de cea obținută în cazul roților dințate de probă din oțel cementat 16 Mn Cr 5. Valorile cele mai ridicate ale forței dinamice de rupere se înregistrează însă pentru sortimentul GF 120.

Rezistența la șocuri în condiții dinamice pentru fonta bainitică călită izoterm, simbolizată DC (tab. 1), este analizată pe roți dințate cilindrice de probă cu $Z = 17$ și $m = 3$ mm.

Pentru încercarea rezistenței la oboseală în condiții de solicitare cu șocuri s-a utilizat mașina de încercat (fig. 6). Frecvența șocurilor a fost reglată prin turația arborelui principal, iar energia șocurilor prin tensionarea resortului.

Rezultatele obținute pe roți dințate de probă executate din fontă (sortimentele DC- tab. 1) și din oțel cementat SCr420 H cu adîncimi de strat diferite sînt prezentate în figura 7.

Urmărind figura 7 se poate constata că roțile dințate executate din sortimentul DC II sînt superioare celor executate din oțel cementat pe adîncimea de 0,64 mm, iar sortimentul DC I se comportă asemănător cu același oțel cementat pe o adîncime mai mare (0,76 mm).

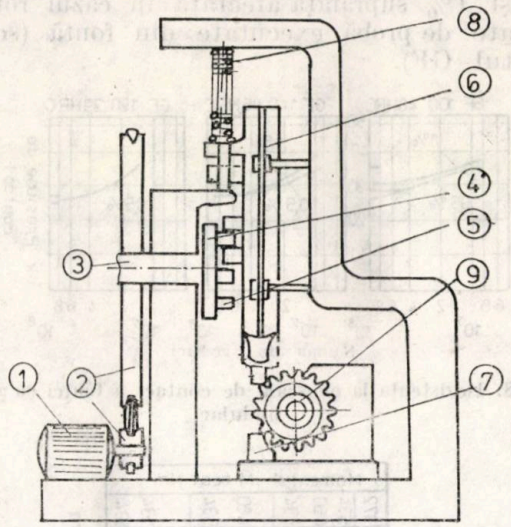


Fig. 6. Mașina de încercare la oboseală prin șocuri : *1 — motor ; 2 — șaibă de curea ; 3 — ax principal ; 4 — disc de antrenare ; 5 — rolă ; 6 — berbec ; 7 — nicovală ; 8 — resort*

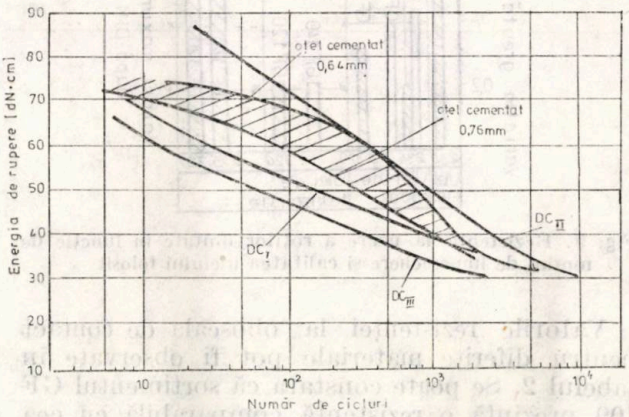


Fig. 7. Rezistența la oboseală prin șocuri ; comparație între fonta călită izoterm și oțelul cementat pe adîncimi diferite

Rezistența danturii la solicitarea de contact. Sub acțiunea solicitărilor de contact pe flancurile dinților poate apărea, în cazul roților dințate călite, oboseala straturilor de suprafață sub formă de ciupituri — pitting.

La încercările efectuate pe standul de încercare, criteriul pentru formarea ciupiturilor a fost mărirea presiunii de contact Hertz (P_H) în punctul de rostogolire.

Solicitarea pe linia de contact a flancurilor se calculează utilizînd valoarea K „Stribech", considerînd cele două flancuri în contact drept, doi cilindri paraleli.

Rezistența la oboseală este definită ca fiind solicitarea la compresiune la care în zona de contact apar, după $50—10^6$ cicluri, defecte

pe 0,5—1% din suprafață. În mod experimental, determinarea defectelor s-a făcut după anumite perioade de rulare, prin urmărirea și numărarea microscopică a ciupiturilor.

În figura 8 sînt prezentate curbele Wöhler ale rezistenței la oboseala de contact pentru 0,5 și 1% suprafață afectată în cazul roților dințate de probă, executate din fontă (sortimentul GF).

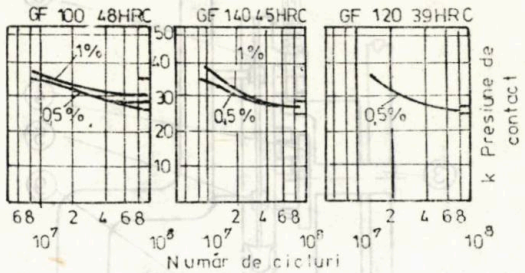


Fig. 8. Rezistența la oboseala de contact a fontei cu grafit nodular

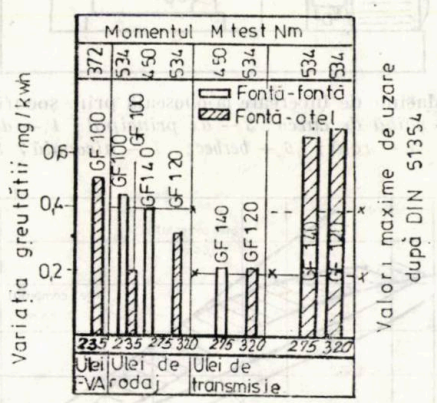


Fig. 9. Rezistența la uzare a roților dințate în funcție de modul de împerechere și calitatea uleiului folosit

Valorile rezistenței la oboseala de contact pentru diferite materiale pot fi observate în tabelul 2. Se poate constata că sortimentul GF 100 prezintă o rezistență comparabilă cu cea a oțelurilor cementate slab aliate.

Rezistența danturii la uzare. Pentru determinarea rezistenței la uzare s-a utilizat testul scurt F.Z.G. pentru roți dințate conform DIN 51354 foaia 2. S-a determinat întîi valoarea momentului de testare care realizează uzarea (M test) în ciclu scurt și apoi s-au măsurat variațiile de greutate Δm_s în funcție de energia utilizată.

În figura 9 se prezintă rezultatele obținute prin această încercare, în condițiile utilizării unor uleiuri de transmisie diferite și a împerecherii unor roți dințate din același material sau din materiale diferite.

Urmărind această figură, se poate trage concluzia că sortimentul de ulei utilizat este hotărîtor pentru comportamentul la uzare al perechilor de roți analizate.

În general, alegerea combinației materialelor la roțile dințate de probă nu pare să aibă vreo influență, dacă calitatea uleiului nu se modifică.

În cazul utilizării uleiurilor de rodaj, împerecherea unor roți din fontă GF și oțel cementat dă o uzare mai mică.

Încercări efectuate pe grupuri conice

Din fonta GGG 40 s-au turnat apoi semifabricate pentru grupurile conice hipoide-pinion de atac-coroană dințată.

După prelucrarea mecanică, controlul dimensiunilor și al petei de contact în stare netratată, s-a executat operația de călire izotermă, obținîndu-se seturi de grupuri conice din toate sortimentele.

S-a verificat cu această ocazie decarburarea superficială, modificările de dimensiuni și duritatea în diferite puncte. S-a constatat cu această ocazie că dimensiunile cresc în medie în mod uniform cu 0,31—0,35% în funcție de temperatura de transformare, abaterea medie pătratică a măsurătorilor fiind extrem de mică. Duritatea superficială măsurată după călire izotermă în zone ale piesei cu diferite grosimi variază foarte puțin (ex. la pinionul de atac executat din GF 100, duritatea în porțiunile cu Ø 25, Ø 40 și Ø 45 mm a fost cuprinsă între $45^{\pm 2}$ și $48^{\pm 2}$ *HRC*).

Înainte și după tratamentul termic de călire izotermă s-a executat verificarea poziției și formei petei de contact. Împerecherea la întîmplare a coroanei dințate cu pinionul de atac a dus la obținerea unei pete de contact corespunzătoare. Devierea foarte mică a poziției în comparație cu grupurile conice din oțeluri de cementare a fost confirmată în toate cazurile.

Rezultă de aici o serie de avantaje întrucît se poate renunța la producția și montarea pe perechi, ceea ce simplifică mult montajul și producția de piese de schimb.

Este de remarcat faptul că tratamentul termic al coroanelor dințate, susceptibile la deformații mari la varianta executată din oțel, s-a efectuat fără utilizarea presei de călire.

Faptul că, după călire izotermă, nu se înregistrează strîmtări ci doar modificări uniforme ale dimensiunilor în sens crescător a făcut posibilă prelucrarea mecanică a unor coroane dințate la cote mai mici care după călire izotermă au prezentat în mod reproductibil forme și dimensiuni corespunzătoare.

După tratamentul termic (o parte din grupurile conice au fost ecruisate cu jet de alice Almen 0,35 mm) și după finisarea suprafețelor de lucru prin lepuire și fosfatare, au urmat încercările pe stand.

Încercări pe standul de încercare. Premergătoare încercării pe autovehicule, aceste încercări s-au efectuat pe stand, în mai multe trepte de solicitare (moment -turație).

Grupurile conice cu $i = 3{,}64$ au fost supuse unor solicitări în trepte pe standul de încercare F. Z. G.

Mai întîi s-a determinat valoarea rezistenței la solicitări maxime pentru grupul conic executat din oțeluri de cementare (650-Nm — moment de intrare, la o durată de 20 min și un număr de 40000 cicluri).

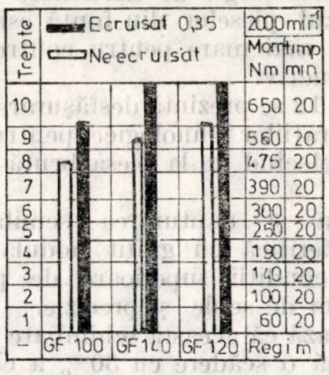


Fig. 10. Rezultatele încercării grupurilor conice pe stand în trepte de solicitare

S-a constatat că această valoare de referință este realizată de sortimentele GF 120 și GF 140 ecruisate (fig. 10).

Pentru a se obține o imagine asupra rezistenței la oboseală la baza dinților s-a continuat încercarea cu un moment de torsiune la pinion de 250 Nm pînă la $9-10^6$ cicluri. În urma acestor încercări nu s-au produs ruperi sau fenomene de „pitting" la nici una din garniturile de roți dințate, uzura menținîndu-se în limitele realizate de grupurile conice executate din oțel de cementare.

Încercări pe autovehicule-în poligon și traseu. În poligon s-au executat mai multe încercări de scurtă durată care să simuleze condiții de mers extreme, cum ar fi pornirea pe terenuri dificile sau o greșită manevrare a autovehiculului încărcat.

Pentru determinarea capacității portante a flancurilor dinților prin prisma gripării s-a acționat brusc ambreiajul în timpul mersului în viteza a III-a, iar pentru determinarea rezistenței bazei dinților la rupere forțată s-au executat porniri bruște în condiții de încărcare maximă și cu remorcă.

Manevrarea greșită a fost simulată prin testul de recuplare în care motorul se ambalează la turația maximă a vitezei I; după decuplare, la un interval de timp bine determinat, motorul este brusc cuplat în viteza I și ambalat puternic.

Sarcina dinamică ce se produce prin această manevră trebuie suportată în mod repetat, cu o anumită frecvență, de întreg diferențialul.

După demontarea diferențialelor echipate cu grupuri conice din GF 140 și GF 120 ecruisate și neecruisate s-a constatat că testele au fost suportate foarte bine de către ambele calități.

La împerecherea pinion de atac GF 140-coroană din oțel de cementare, în urma recuplărilor repetate s-a produs ruperea dinților coroanei dințate din oțel.

După cum era de așteptat, în urma încercărilor de rezistență la baza dintelui efectuate pe roți dințate de probă, sortimentul GF 100 nu a rezistat la testul de recuplare.

Încercările au continuat pentru stabilirea rezistenței la funcționare pe trasee lungi, în regimuri diferite de viteză.

Asemenea încercări s-au efectuat pînă acum pe trei autovehicule în cadrul cărora unul a parcurs 90 000 km, altul 60 000 km și cel de al treilea 11 000 km pe traseul de viteze mari de la Nardo, conform unui program de rulare rapidă.

După 90 000 km parcurși, la demontarea diferențialului s-a constatat că pinionul de atac prezintă pitting pe 1% din suprafață, la autovehiculul care a rulat 60 000 km diferențialul era intact, ca și în cazul autovehiculului care a parcurs 11 000 km în mers rapid.

Determinarea nivelului de zgomot al angrenajelor din fontă. Datorită unei capacități mai mari de amortizare a vibrațiilor și datorită poziției corespunzătoare a petei de contact era de așteptat o reducere sensibilă a zgomotului.

Astfel, măsurătorile efectuate pe autovehicul au demonstrat că frecvența supraînaltă (cca 2 700 min^{-1}) ce se aude în cazul diferențialelor echipate cu roți din oțeluri de cementare nu mai este detectată în cazul diferențialelor echipate cu roți din fontă călită izoterm.

Rezultate bune se obțin și în cazul împerecherilor mixte pinion de atac din oțel-coroană dințată din fontă.

Se sconta că în aceste condiții se poate renunța la operația de lepuire, dar s-a dovedit ulterior că lepuirea este necesară.

Determinarea randamentului energetic al transmisiei. Un alt avantaj constatat este faptul că grupurile conice din fontă cu grafit nodular călite izoterm au prezentat în timpul funcționării o temperatură mai scăzută.

Măsurătorile au arătat că în timpul funcționării în condiții identice (același ulei, încărcare maximă și aceeași turație), uleiul de transmisie a avut o temperatură mai mică în cazul grupurilor conice din fontă.

Calculele calorimetrice efectuate au precizat că randamentul transmisiei se îmbunătățește cu 1% prin înlocuirea materialului.

Considerații economice

Estimarea eficienței economice a înlocuirii oțelurilor cementate în construcția diferențialelor din fonte cu grafit nodular călite izoterm s-a făcut prin compararea tehnologiilor de realizare a grupurilor conice în cele două variante.

S-au analizat în paralel tehnologiile aplicate pentru obținerea piesei brute și ulterior tehnologiile aplicate pentru realizarea piesei finite pentru cele două materiale.

În figura 11 se prezintă desfășurarea fluxului tehnologic pentru obținerea piesei brute turnate și forjate.

Din analiza figurii 11 reiese că pentru confecționarea semifabricatului forjat sînt necesare

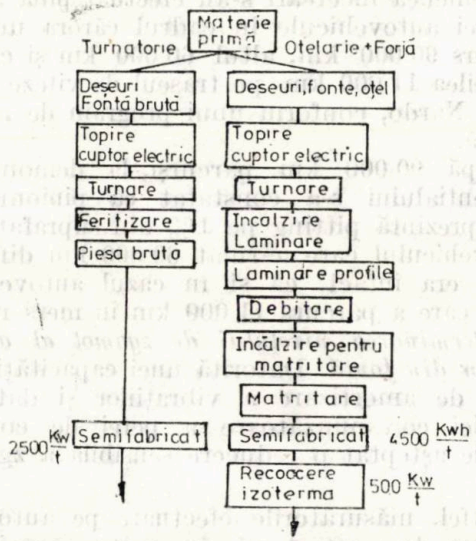


Fig. 11. Fluxul tehnologic pentru obținerea semifabricatului brut pentru cele două materiale

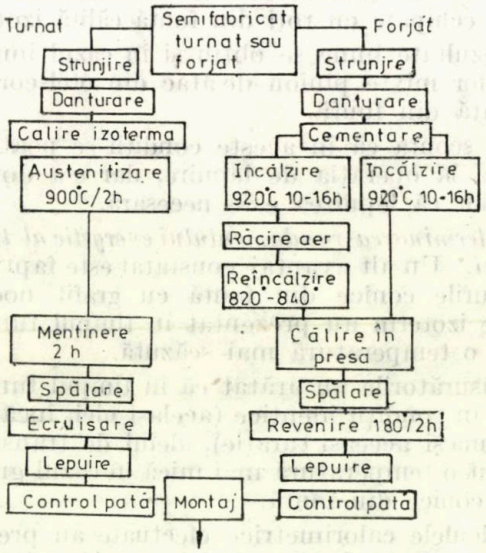


Fig. 12. Fluxul tehnologic pentru obținerea piesei finite în cele două variante de materiale

operații mai multe cu un consum de energie mai mare. Necesarul de energie (2 500 kWh) pentru obținerea unei tone piese brute turnate este cu circa 50% mai redus decît cel necesar obținerii pieselor prin forjare, care înglobează prețul semifabricatului laminat, al forjării propriu-zise și al recoacerii izoterme aplicate înainte de prelucrarea mecanică.

În practică însă s-a dovedit că semifabricatul turnat este doar cu 10% mai ieftin și aceasta ca urmare a faptului că piesele în cauză au dimensiuni relativ mici, forme simple ce nu implică o tehnologie de deformare complicată și că în cazul pieselor din fontă este necesară o investiție mai mare pentru controlul calitativ nedistructiv.

În figura 12 se prezintă desfășurarea în continuare a operațiilor tehnologice, pentru cele două materiale, plecînd de la piesa brută spre piesa finită.

Strunjirea și danturarea semifabricatului din fontă feritică cu grafit nodular se efectuează în condiții superioare de productivitate, consum de scule și precizie.

Se apreciază că această schimbare de material determină o scădere cu 30% a cheltuielilor la prelucrarea mecanică.

În continuare, obținerea caracteristicilor mecanice finale prin tratament termic presupune în cazul pieselor din oțeluri de cementare o durată mult mai mare care se asociază cu un consum energetic sporit. Estimările făcute duc la un cost de cca 300 DM/t pentru călirea izotermă și de ~ 450 DM/t pentru cementare. La aceste avantaje economice se remarcă faptul că operația de călire izotermă asigură o deformare scăzută, evită călirea la presă și poate fi repetată pentru corectarea structurii, în cazul unui tratament termic nereușit. De aceea totalul rebutului tehnologic la tratament termic este mult mai mic în cazul călirii izoterme.

Concluzii

Fonta feritică cu grafit nodular călită izoterm, aliată sau nealiată poate fi produsă în sortimente diferite în funcție de temperatura de transformare adoptată.

Prelucrarea mecanică a pieselor brute se face mai ușor și mai economic, iar tratamentul termic, în care se renunță (datorită micșorării sensibile a deformațiilor) la călirea în presă, poate fi efectuat mai economic, în timp mai scurt și cu un procent de rebut mai scăzut.

Încercările la solicitări în regim pulsator au relevat faptul că varianta GF 140 (275°C - transformare) prezintă cea mai bună rezistență la încovoiere.

Pentru acest sortiment s-au obținut rezultate satisfăcătoare în ceea ce privește rezistența la oboseală de contact, șoc și uzare.

Înlocuirea oțelului de cementare cu fonte la construcția angrenajelor conice cu dantură hipoidă ale diferențialelor duce la diminuarea zgomotului și la îmbunătățirea randamentului transmisiei.

Rezultatele cercetărilor efectuate au contribuit la introducerea în serie a coroanelor dințate din fontă călită izoterm împerecheate cu pinioane de atac din oțel, precum și la introducerea în preserie a unor grupuri conice executate integral din fontă. Se consideră totuși că, deși în S.U.A. se utilizează în prezent un sortiment similar celui simbolizat cu GF100 (235°C — transf.), în construcția roților dințate puternic solicitate o mai bună perspectivă o are sortimentul obținut prin călire izotermă temperatura de 275°C.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 1, 1986

Prognozarea rezultatelor de pregătire a cărbunilor pentru cocsificare, prin metoda modelării matematice pe calculatoare electronice, p. 6 — Rolul mediului natural sărat la flotarea cărbunilor de Karaganda, p. 11 — Cercetarea deșeurilor rezultate din industria cocsochimică în scopul utilizării acestora la cocsificarea cărbunilor, p. 14 — Eficiența utilizării cocsului obținut în cuptorul circular din cărbuni de gaz, la elaborarea silicomanganului de afinare, p. 16 — Aprecierea capacității de sorbție a materialelor de umplutură cu carbon în raport cu substanța de liere, p. 19 — Influența calității semicocsului asupra concentrației gudronului în gazul tehnologic, p. 21 — Îmbunătățirea controlului regimului tehnologic de fabricație a termoantracitului de electrozi, p. 23 — Datele analizei cromatografice și compoziția gudroanelor de huilă, p. 30 — Studierea interacțiunii substanțelor insolubile în chinolină, cu gudron în procesul de tratament termic al acestuia, p. 34 — Aspectul economic al spălării substanțelor cristaline la filtrarea centrifugă, p. 44 — Înlocuirea podului conductei basculante de gaze de la bateria de cocsificare a coloanelor de ancoraj de sub teul colectorului de gaze de cocserie, p. 46 — Cauzele împroșcărilor cocsului peste vagonul de stingere în timpul evacuării acestuia, p. 47.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 11, 1985

Caracteristicile minereului de fier și influența lor asupra calității aglomeratului, p. 1103 — Nou sistem pentru controlul umidității cărbunilor de cocsificare, p. 1111 — Distribuția de echilibru a manganului între topiturile de fier saturate cu carbon și zgurele pe bază de calcar care conțin MnO, BaO și Na_2O, p. 1116 — Proprietățile termodinamice ale zgurelor Fe_tO-Na_2O, $Fe_tO-SiO_2-Na_2O$, $Fe_tO-P_2O_5-Na_2O$ și $Fe_tO-P_2O_5-SiO_2-Na_2O$, p. 1122 — Capacitatea de fosforare a zgurelor $FeO-Fe_2O_3-CaO-P_2O_5$ și $FeO-Fe_2O_3-CaO-CaF_2-P_2O_5$ prin topirea prin levitație, p. 1132 — Compuși de molibden formați pe suprafața sleburilor din oțel silicios, p. 1141 — Model matematic al rezistenței la deformare la cald cu referință la modificările microstructurale din timpul laminării pe laminorul de tablă, p. 1146 — Dezvoltarea unei noi tehnologii de răcire pentru recoacerea continuă, p. 1156 — Examinarea sistemelor de acoperire foarte groasă pentru condiții grele de lucru, pentru construcții marine din oțel, p. 1163 — Proprietățile mecanice caracteristice și stabilitatea fazelor compușilor intermetalici L 12, p. 1171 — Interacțiunea fluaj-oboseală la oțelul inoxidabil SUS 316, în condiții de solicitare combinată, p. 1179 — Lingou sub formă de haltere pentru simularea incluziunilor filiforme în formă de V la scară mică, p. 1187.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 12, 1985

Comportarea constituenților minerali la reducerea cu oxid de carbon a aglomeratului, la 900°C, p. 1191 — Fenomene neizoterme și neizobare în timpul reducerii unei sfere de hematită cu hidrogen, p. 1194 — Influența dimensiunii particulelor asupra reducerii gazoase a wustitei la 900—1 100°C, p. 1202 — Segregarea negativă datorată fluxului de lichid în timpul solidificării aliajului, p. 1212 — Dispersia particulelor în procesul de insuflare a pulberilor, p. 1220 — Punerea la punct a lingourilor mari, solidificate unidirecțional pentru tablă de grosime mare, p. 1227 — Influența tratamentelor termice anterioare laminării la rece asupra structurii la recristalizare a tablei subțiri din oțel cu conținut scăzut de carbon și cu adaos de titan, p. 1237 — Punerea la punct a ajutajelor cu ceață cu pulverizare de aer și a sistemului de răcire cu ceață pentru turnarea continuă, p. 1244 — Carburarea în vid a oțelului bifazic, p. 1251 — Simularea numerică a creșterii grăunților în metale, p. 1257 — Dezvoltarea unei metode simple de testare pentru evaluarea capacității de oprire a fisurării, p. 1276.

INDEXUL ARTICOLELOR APĂRUTE ÎN ANUL 1985

METALURGIE EXTRACTIVĂ

Pag.

Analiza asupra conținutului de fier din zgurele de furnal (nr. 2) 165

Aspecte privind influența pregătirii șarjei și a condițiilor de cocsificare asupra calității cocsului (nr. 10) 513

Aspecte privind recuperarea amoniacului din gazul de cocs (nr. 6) 322

Calculul solubilității azotului și hidrogenului în oțelul lichid prin metoda echivalenței elementelor de aliere și compararea rezultatelor cu datele experimentale (nr. 8) 389

Calitatea semicocsului P.L.D. utilizat în rețetele complexe de cocsificare (nr. 5) 229

Cercetări privind posibilitățile de tratare în stare lichidă a oțelurilor cu destinație specială (nr.4) 180

Cercetări privind modificarea unor aliaje de aluminiu pentru industria aeronautică (nr. 9) 480

Cercetări privind obținerea lingourilor din aliaje pe bază de zirconiu, utilizate în energetica nucleară (nr. 9) 500

Cercetări privind filtrarea aliajelor speciale de aluminiu prin filtre inerte (nr. 8) 429

Cercetări privind folosirea aerului cald în procesul de amorsare la aglomerare (I) (nr. 11) . . . 569

Cercetări privind folosirea aerului cald îmbogățit cu oxigen în procesul de amorsare — aglomerare (II) (nr. 12) 631

Considerații privind acțiunea zgurei bazice asupra unor mase refractare prinse în sistemul $Al_2O_3 - SiO_2$ (nr. 1) 13

Considerații privind exploatarea eficientă a cuptoarelor industriale (nr. 1) 25

Contribuții la stabilirea prin calcul a influenței temperaturii asupra solubilității azotului și hidrogenului în oțelul lichid și a mărimilor termodinamice aferente (nr. 2) 70

Considerente energetice la alegerea prealabilă a productivității cuptoarelor cu vatră mobilă (nr. 3) 139

Considerații privind influența măcinării unor amestecuri de huilă asupra proprietăților tehnologice ale acestora (nr. 6) 281

Considerații privind proprietățile fizico-chimice ale unor zgure din sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2-NO_2\ O-CaF_2$ (nr. 7) 340

Creșterea producției de fontă și reducerea consumului de cocs prin folosirea unei intensități optime de ardere (nr. 2) 61

Determinarea numărului și dimensionarea diametrului gurilor de vînt la furnale (nr. 3) 117

Despre modul de acțiune specific al zgurelor metalurgice (ca și al băilor de săruri topite) și constituția în stările lichidă și solidă a acestora (nr. 3) 161

Dezvoltări și perspective privind producția de carburi metalice sinterizate (nr. 4) 196

Epurarea electrolitică a apelor reziduale industriale (nr. 11) 616

Influența măcinării individuale a componenților asupra caracteristicilor tehnice și tehnologice ale acestora pe principalele fracțiuni granulometrice (nr. 1) 5

Instalații moderne de retopire a metalelor cu fascicul (jet) de electroni (II) (nr. 10) 557

Instalații moderne de topire a metalelor prin inducție în vid (I) (nr. 11) 609

Instalații moderne de topire a metalelor prin inducție în vid (II) (nr. 12) 634

Inzidirea și întreținerea melanjorului de fontă de 600 t (nr. 3) 125

Modelarea matematică a aspectelor termice din catodul și straturile izolante ale cuvei de electroliză a aluminiului (nr. 4) 199

Modul de pregătire a cărbunilor — problemă esențială pentru lărgirea bazei de materii prime (nr. 7) 335

Optimizarea funcționării unei stații de pompare a apei pentru o întreprindere metalurgică (nr. 10) 537

Posibilități de reducere a consumului de fontă lichidă la elaborarea oțelului în convertizorul cu oxigen de tip L D (nr. 1) 9

Realizarea de materiale cu structuri predeterminate prin utilizarea proprietăților de transport atomic în topiturile metalice (nr. 9) 467

Reducerea consumului de energie la elaborarea oțelului în cuptorul electric cu arc (nr. 8) . . 399

Segregarea tehnologică a fracțiilor granulometrice la măcinarea directă a componenților șarjei de cocsificare de la U.C.C. Călan (nr. 12) . . 625

Spectrele complecșilor formați la atacul oțelurilor înalt aliate cu acid clorhidric (nr. 3) 142

Stabilirea prin calcul a influenței elementelor de aliere asupra solubilității azotului și hidrogenului în oțelul lichid (nr.1) 120

Studiul obținerii zirconiului de înaltă puritate (nr. 3) 155

Unele considerații privind influența factorilor de la elaborarea și turnarea unor oțeluri aliate, cu proprietăți de uzare ameliorate, utilizate la realizarea unor subansambluri metalice care lucrează la temperaturi ridicate în medii corosive (nr. 6) 284

Unele solicitări ale căptușelii refractare a conductei inelare de aer cald în timpul exploatării furnalului (nr. 4) 173

PRELUCRĂRI METALURGICE

Aspectele ecruisării titanului în procesul laminării la rece (nr. 10) 549

Caracteristici structurale, tehnologice și de exploatare ale unor aliaje de tip AlSiCuMgNi (nr. 5) . 259

Cercetări experimentale privind morfologia carburilor la deformarea plastică a unui oțel rapid microaliat cu niobiu (nr. 1) 27

Cercetări privind elaborarea tehnologiei de sudare a racordurilor speciale la prăjinile de foraj pentru sondeze (nr. 8) 404

Cercetări privind morfologia și cinetica procesului de cementare cu carbon în atmosferă controlată a oțelului OLC-15 microaliat cu Nb (nr. 1) 43

Cercetări privind aplicarea tratamentului de cementare cu carbon în atmosferă controlată a oțelului OLC-15 microaliat cu Nb.(II) (nr.2) . . 102

Cercetări privind măsurarea și studiul forțelor de profilare cu captori de presiune, prin tensometrie electronică rezistivă, în cajele formatoarelor mari de țevi sudate pe generatoare (nr. 4) 191

Cercetări privind decantarea bururilor în aliajele deformabile Al—Cu—Mg, modificate cu titan și și bor, destinate industriei aeronautice (nr. 4) 202

Cercetări privind influența nitrurării în plasmă asupra durabilității unor plăcuțe sinterizate pentru așchiere (nr. 7) 363

Cercetări privind înlocuirea oțelurilor aliate de îmbunătățire cu conținut ridicat de crom și nichel cu oțeluri microaliate cu bor, titan sau bor și titan (nr. 9) 462

Cercetări experimentale asupra oțelului ORISF-2 pentru fabricația conectorilor destinați platformelor de foraj marin (nr. 9) 495

Cercetări experimentale asupra aliajelor cu efect de memorie a formei (nr. 10) 533

Combaterea coroziunii oţelului carbon din instalaţiile de încălzire, cu ajutorul inhibitorilor (nr. 3) 146
Comparaţie între rezultatele încercării la fluaj utilizînd mai multe metode de extrapolare (nr. 11) 572
Comportarea la coroziune în medii acide a oţelului inoxidabil UB-6 (nr. 6) 318
Consideraţii asupra rezervei de utilizări a oţelului şi extrapolarea rezultatelor încercării la fluaj (nr. 4) 186
Consideraţii privind calculul productivităţii cuptoarelor electrice discontinue, de tratament termic (nr. 8) 421
Consideraţii privind valoarea parametrilor termici şi temporali la tratamentul termic în cuptoare electrice (nr. 12) 653
Contribuţii la asimilarea tablelor din aliaje de aluminiu placate pentru construcţii aeronautice (nr. 9) 504
Contribuţii la îmbunătăţirea trefilării sîrmelor din oţel dur (nr. 12) 649
Creşterea durabilităţii segmenţilor de rulat filet prin aplicarea unor tratamente termochimice(nr. 5) 267
Benzi laminate la rece din oţel bifazic. Analiza structurii prin microscopie electronică (nr.6) . . . 287
Domenii de aplicare a roboţilor industriali în laminoare (nr. 12) 645
Fenomene tranzitorii în funcţionarea sistemelor hidraulice din metalurgie. Instalaţii de deştunderizare — partea de înaltă presiune-refulare (III) (nr. 2) 76
Fenomene tranzitorii în sistemele hidraulice industriale din metalurgie. Instalaţii hidraulice de deştunderizare (IV)—Partea de aspiraţie (nr. 6) 308
Forjarea cu răcire prealabilă (nr. 11) 123
Influenţa factorilor structurali asupra caracteristicilor mecanice ale oţelului sudabil 13CrMo4.4 folosit în petrochimie (nr. 2) 84
Influenţa plumbului asupra vitezei de coroziune a aliajelor de turnătorie pe bază de zinc (nr. 3) . . 151
Influenţa deformării la rece asupra globulizării cementitei în oţelurile carbon de scule (nr. 11) . . 578
Influenţa matricei asupra determinării spectrometrice a compoziţiei oţelurilor înalt aliate (nr. 11) 593
Influenţa condiţiilor de presare şi sinterizare asupra formării calităţii aliajelor grele de tip wolfram-nichel-fier (nr. 12) 640
Instalaţii moderne de retopire a metalelor cu fascicul (jet) de electroni (I) (nr. 8) 433
Îmbunătăţiri tehnologice pe liniile de fabricaţie a magneţilor ceramici permanenţi (nr. 9) . . . 474
Limbajul profesional ca mijloc perfectibil de transmitere a informaţiei — cu aplicaţii în mtalurgia fizică şi tratamentele termice (nr. 11) . . . 601
Mecanismul de formare şi cinetica creşterii straturilor carburate la presiuni scăzute (nr. 11). 598
Metodă spectrografică utilizînd discul rotitor pentru determinarea aluminiului solubil în acid din tabla electrotehnică (nr. 8) 424
Model matematic stabilit în vederea determinării parametrilor optimi de tratament termic aplicat ţevilor fără sudură executate din oţel 43MoMn16 destinate industriei petroliere (nr. 8) 411
Modificarea aliajelor deformabile aluminiu-magneziu cu titan, bor şi beriliu (nr. 2) 99
Morfologia transformărilor fazice la sudarea prin frecare a sculelor aşchietoare (nr. 6) 292
Natura, conţinutul şi dispersia incluziunilor nemetalice în oţeluri tratate în vid, destinate fabricaţiei de sîrmă pentru beton precomprimat şi cabluri de tracţiune (nr. 5). 234
Noi direcţii de cercetare în domeniul producerii materialelor metalice (nr. 9) 459
O nouă categorie de materiale tehnice : sticlele metalice (nr. 9) 447
Orientări în fabricaţia şi recondiţionarea cilindrilor de sprijin pentru laminoarele de table groase şi de benzi (nr. 5) 249
Posibilităţi de realizare a procesului de carburare la presiuni scăzute (nr. 10) 554
Posibilităţi de fabricaţie a oţelurilor cu limită de curgere ridicată pentru armarea betoanelor (nr. 9) 491
Saltul calitativ de la conceptul static la conceptul dinamic — factor de progres în teoria şi practica metalurgică (nr. 1) 46
Studiul influenţei caracteristicilor mecanice asupra proprietăţilor magnetice ale fierului fără remanenţă (nr. 5) 244
Studiul acţiunii unor inhibitori anorganici asupra coroziunii oţelului carbon în apă (nr. 4) . . . 209
Studiul fragilităţii benzii laminate la cald din oţel cu 3% Si (nr. 8) 394
Studiul magnetismului unor aliaje ale fierului prin spectroscopie Mössbauer (nr. 7) 358
Studiul experimental privind corelaţia dintre valoarea coroiajului şi mărimea carburilor la deformarea plastică a unui oţel rapid cu conţinut scăzut de elemente de aliere (nr. 11) . . . 596
Structura stratului carburat la presiuni scăzute (nr. 12) 656
Tehnologii moderne de creştere a monocristalelor (nr. 2) 105
Tehnologii neconvenţionale de acoperire metalică prin pulverizare catodică (II) (nr. 1) 51
Utilizarea experimentului programat pentru determinarea durităţii şi mărimii stratului decarburat la deformarea plastică a oţelului de arc 51VCr11A (nr. 5) 247
Utilizarea fenomenului Moiré la determinarea mărimii şi distribuţiei deformaţiilor specifice în materialele metalice (nr. 3) 158

TURNĂTORIE

Caracteristici structurale tehnologice şi de exploatare ale unor aliaje tip AlSiCuMgNi turnate şi deformate plastic (nr. 5) 259
Cercetări privind influenţa vibrării asupra compactităţii aliajelor turnate (nr. 1) 36
Cercetări privind influenţa unor factori asupra proprietăţilor termofizice ale formelor de turnare (nr. 6) 296
Cercetări privind formarea aderenţelor mecanice la piesele turnate (nr. 5) 252
Cercetări privind formarea aderenţelor pe suprafaţa pieselor turnate (nr. 4) 205
Cercetări privind mărirea compactităţii pieselor mari turnate din oţel, prin dirijarea procesului de solidificare (nr. 3) 133
Comportarea la uzare şi şoc termic a fontelor pestriţe cu grafit nodular, utilizate la turnarea cilindrilor de laminor (nr. 2) 94
Comportarea la coroziune în medii de acizi minerali a fontelor nodulare şi Ni-resist (nr. 4) . . . 217
Consideraţii şi cercetări privind îmbunătăţirea proprietăţilor mecanice ale oţelurilor pentru piese turnate prin tratare cu magneziu (nr. 7) . . 376
Contribuţii la studiul formării structurii fontelor cu grafit vermicular (compact) (nr. 9) 483
Consideraţii privind influenţa formei canalului de distribuţie asupra curgerii aliajelor lichide prin reţele de turnare cu mai mulţi alimentatori (nr. 11) 583
Cubilou cu aer redistribuit, cu durată mare de utilizare, în condiţiile folosirii cocsului mărunt şi a celui de furnal (nr. 8) 415
Impregnarea formelor şi miezurilor cu soluţii de polistiren (nr. 12) 660
Influenţa bariului metalic asupra structurii şi proprietăţilor fontelor cu grafit vermicular (nr.5) 254

Influența unor parametri fizici și chimici asupra comportamentului reologic al pastelor ceramice supuse injectării în matrițe (nr. 6) . . . 305
Influența azotului asupra calității pieselor turnate din fontă cenușie (nr. 7) 381
Încercări experimentale de călire dlrect din turnare a oțelului austenitic manganos (nr. 6) 301
Lingotiere și poduri de turnare mari din fontă cu grafit vermicular (nr. 10) 518
Oala de modificare ceainic cu capac, o soluție simplă, eficientă și nepoluantă pentru turnătoriile de fontă (nr. 7) 366
Oala de modificare acoperită, cu bazin — o soluție eficientă și nepoluantă pentru obținerea fontelor cu grafit nodular și vermicular (nr. 7) . 371
Oboseala termică a fontelor cu grafit lamelar ne — sau modificat, vermicular și nodular (nr. 1) . . . 39
Oboseala termică a fontelor cu grafit lamelar ne- sau modificat, vermicular și nodular (nr. 2) . . . 90
Posibilități de îmbunătățire a calității utilajelor de turnare (nr. 5) 227
Posibilități de înlocuire a cocsului de turnătorie la elaborarea fontei de cubilou (nr. 12) 663
Preocupări în vederea îmbunătățirii tehnologiei de elaborare a fontei în cubilou (nr. 10) 544
Studiul influenței nitrurării asupra proprietăților fontelor slab aliate turnate(nr. 7) 349
Unele aspecte ale cristalizării eutecticelor metalice (nr. 10) 540
Unele considerații privind elaborarea fontei de înaltă puritate (FIP) în furnale de 70 m³ (nr. 12) . 628
Unele considerații tehnologice privind elaborarea, turnarea și tratamentele termice aplicate pieselor turnate din oțeluri slab aliate cu crom, nichel și molibden (nr. 7) 353
Unele considerații tehnologice privind turnarea pieselor de tip bucșă, caracterizate prin dimensiuni de gabarit și greutăți relativ mari (nr. 8) 418
Utilizarea fontei de înaltă puritate la producerea cilindrilor de laminor (nr. 10) 542

INDEX ALFABETIC PE AUTORI, 1985

A

Alexandru, T. : nr. 9, p. 495
Apa, L. : nr. 1, p. 20 ; nr. 2, p. 70 ; nr. 8, p. 389

B

Badea, T. : nr. 3, p. 146 ; nr. 4, p. 209 ; nr. 11, p. 616
Ballo, L. : nr. 12, p. 628
Bădescu, Al. ; nr. 10, p. 549
Bălăceanu, A. ; nr. 4, p. 217 ; nr. 6, p. 318
Bălu, P. : nr. 4, p. 199 ; nr. 10, p. 537
Bănică, T. : nr. 5, p. 247
Benedek, M. ; nr. 10, p. 542
Berceanu, C. ; nr. 6, p. 284
Berceanu, E. : nr. 6, p. 284 ; nr. 4, p. 180 ; nr. 1, p. 9
Bilgăr, D. : nr. 1, p. 5 ; nr. 6, p. 281, nr. 7, p. 335, nr. 12, p. 625
Bleahu, M. ; nr. 7, p. 349
Boroghină, N. : nr. 3, p. 158
Bostan, V. : nr. 10, p. 513
Botnar, E. ; nr. 10, p. 544
Botoran, P. : nr. 9, p. 504
Bouroș, E. : nr. 4, p. 180
Bratu, C. : nr. 1, p. 36 ; nr. 3, p. 133 ; nr. 6, p. 296 ; nr. 7, p. 376
Brabie, V. : nr. 4, p. 180 ; nr. 9, p. 483
Bria, I. ; nr. 2, p. 94 ; nr. 8, p. 415
Brindașu, D. : nr. 7, p. 363
Brițchi, M. ; nr. 7, p. 343
Brînzoi, V. : nr. 11, p. 616
Brudiu, I. : nr. 4, p. 186 ; nr. 11, p. 572
Bulbac, D. : nr. 1, p. 13
Bunea. D. ; nr. 8, p. 421
Buteanu, ; I. : nr. 7, p. 371
Butnariu, I. : nr. 1, p. 9 ; nr. 4, p. 180 ; nr. 6, p. 284
Buzatu, M. : nr. 2, p. 99
Buzilă. S. : nr. 8. p. 399

C

Catrinoiu, C. : nr. 9, 491
Cazimirovici, E. : nr. 9, p. 504
Cândea, S. : nr. 1, p. 13
Cecal, Al. : nr. 7, p. 358
Cernat, C. : nr. 7, p. 363
Chircă, D. : nr. 10, p. 533
Chișamera, M. : nr. 7, p. 371 ; nr. 9, p. 483 ; nr. 10, p. 518
Ciobanu, I. : nr. 11, p. 583
Ciucu, L. : nr. 4, p. 199 ; nr. 10, p. 537
Ciucu, V. : nr. 4, p. 199 ; nr. 10, p. 537
Cocolaș, S. : nr. 12, p. 660
Cohn, E. : nr. 12, p. 660
Cojocaru, M. ; nr. 8, p. 411
Coman, Gh. : nr. 1, p. 25
Constantin, F. : nr. 1, p. 39 ; nr. 2, p. 90
Constantinescu, M. : nr. 3, p. 146 ; nr. 4, p. 209
Constantinescu, S. : nr. 6, p. 287
Cosneanu, C. ; nr. 5, p. 272 ; nr. 7, p. 381
Cosor, C. : nr. 8, p. 439 ; nr. 12, p. 653
Coșmeleață, G. ; nr. 9, p. 462
Covasă. Gh. : nr. 8, p. 415
Crăciunescu, C. : nr. 1, p. 39 ; nr. 2, p. 90 ; nr. 5, p. 254
Crăciun, D. : nr. 8.p.421 ;nr. 12, p. 653
Cristea, L. : nr. 2, p. 99 ; nr. 3, p. 151 ; nr. 4, p. 202 ; nr. 8, p. 429 nr. 9, p. 480 ; nr. 10, p. 533

D

Dăncescu, I. : nr. 2, p. 94
Dăringă, V. : nr. 6, p. 322
Deaconescu, F. : nr. 1, p. 13
Deac, V. : nr. 7, p. 363

Deceanu, P. : nr. 10, p. 518
Dediulescu, T. : nr. 5, p. 267
Dima, A. : nr. 1, p. 25
Dinescu, L. : nr. 1, p. 39 ; nr. 2, p. 90 ; nr. 5, p. 254 ; nr. 7, p. 366
Dinu, M. : nr. 3, p. 155
Dobrescu, E. : nr. 5, p. 234
Dobrescu, Gr. : nr. 8, p. 418
Doniga, A. : nr. 1, p. 31
Drașoveanu, I. : nr. 10, p. 518
Drăgan, I. : nr. 9, p. 459
Drossu, M. : nr. 12, p. 640
Drugă, L. : nr. 5, p. 267 ; nr. 10, p. 554 ; nr. 11, p. 598 ; nr. 12, p. 656
Dulămiță, T. ; nr. 5, p. 259 ; nr. 8, p. 421 ; nr. 12, p. 653
Dumitrescu, Tr. : nr. 5, p. 249

F

Farbaș, V. : nr. 6, p. 292
Firoiu, C. : nr. 3, p. 146 ; nr. 4, p. 209
Fleșer, Tr. : nr. 4, p. 186 ; nr.11, p. 572
Florea, Al. : nr. 8, p. 394
Forizs, St. : nr. 1, p. 5 ; nr. 5, p. 229 ; nr. 6, p. 281 ; nr. 7, p. 335 ; nr. 10, p. 513
Francisc, V. : nr. 5, p. 267

G

Ganovici, L. : nr. 7, p. 343
Gâdea, S. : nr. 9, p. 447
Gal, A. : nr. 10, p. 542
Geantă, V. : nr. 4, p. 180
Geczo, L. : nr. 6, p. 296
Geru, N. : nr. 9, p. 462
Gheorghe, M. : nr. 1, p. 13
Gherghișor, G : nr. 8, p. 394
Grăsoi, I. : nr. 2, p. 61
Gutman, A. : nr. 6, p. 305

H

Haltrich, K. : nr. 1, p. 39 ; nr. 2, p. 90 ; nr. 5, p. 254

I

Iancu, G. : nr. 7, p. 358
Ienciu, M. : nr. 2, p. 99 ; nr. 3, p. 151 ; nr. 8, p. 429 nr. 4, p. 202 ; nr. 9, 480
Ignat. Fl. : nr. 8, p. 424
Ionescu, F. : nr. 5, p. 234 ; nr. 8, p. 394
Ioniță, V. : nr. 9, p. 474
Isac, M. : nr. 1, p. 43 ; nr. 2, p. 102 ; nr. 3, p. 158 ; nr. 5, p. 247 ; nr. 7, p. 353 ; nr. 8, p. 421 nr. 12, p. 653
Ispas, V. : nr. 8, p. 424
Istrate, Gh. : nr. 4, p. 205
Iulian, O. : nr. 4, p. 217 ; nr. 6, p. 318
Ivănescu, A. : nr. 1, p. 31
Ivănescu, Al. : nr. 1, p. 9
Ivănescu, S. : nr. 9, p. 500

K

Kaba, E. : nr. 10, p. 513
Kapusi, M. : nr. 7, p. 371 ; nr. 10, p. 544
Kovacs, K. : nr. 5, p. 229 ; nr. 12, p. 625
Krecsak, A. : nr. 11, p. 593

L

Landauer, O. : nr. 4, p. 217 ; nr. 6 : p. 318
Lupu, I. : nr. 7, p. 349
Lupu, L. : nr. 7, p. 349

M

Macaleț, V. : nr. 10, p. 533
Macrea, D. : nr. 12, p. 645
Mangra, M. : nr. 9, p. 474
Marcu, I. : nr. 1, p. 5 ; nr. 5, p. 229 ; nr. 6, p. 281 ; nr. 7, p. 335 ; nr. 12, p. 625
Marcu, M. : nr. 8, p. 404
Marcusohn, I. : nr. 5, p. 272
Mateescu, C. : nr. 4, p. 217 ; nr. 6, p. 318
Mazur, M. : nr. 1, p.5 ; nr. 5, p. 229 ; nr. 6, p. 281 ; nr. 7, p. 335 ; nr. 10, p. 513 ; nr. 12, p. 625
Măntescu, M. : nr. 6, p. 305
Mihaly, A. : nr. 12, p. 628
Milelea, I. ; nr. 6, p. 292
Miron, P. ; nr. 12, p. 640
Miron, V. : nr. 8, p. 394
Mitrofan, A. : nr. 7, p. 371 ; nr. 10, p. 518
Moldovan, P. ; nr. 2, p. 99 ; nr. 3, p. 151 ; nr. 4, p. 202 ; nr. 8, p. 429 ; nr. 9, p. 480 ; nr. 10, p. 533.
Munteanu, A. : nr. 7, p. 363
Munteanu, Al. : nr. 3, p. 139 ; nr. 6, p. 301 ; nr. 11, p. 578
Mureșan, A. : nr. 7, p. 371
Mustață, C-tin : nr. 1, p. 9

N

Nești eanu, I. : nr. 1, p. 31
Nicola, M. : nr. 3, p. 146 ; nr. 4, p. 209 ; nr. 11, p. 616
Nicolae, P. : nr. 4, p. 196
Nicolescu, D. : nr. 4, p. 191
Nicolescu, T. : nr. 1, p. 51 ; nr. 2, p. 105 ; nr. 10, p. 557
Niculescu, T. ; nr. 8, p. 433
Novac, G. : nr. 6, p. 305

O

Oană, R. : nr. 8, p. 418
Olah, I. : nr. 2, p. 94
Olariu, N. : nr. 3, p. 125
Ogirlaci, C. : nr. 3 p. 125
Orosz, Gh. : nr. 5, p. 259

P

Pătraș, V. : nr. 5, p. 254 ; nr. 7 p. 366
Pascu, D. R. : nr. 2, p. 84
Pascu, M. : nr. 2, p. 84
Panait, N. : nr. 2, p. 99 ; nr. 4, p. 202
Păsărică, V. : nr. 5, p. 234
Pirvu, Gh. : nr. 8, p. 394
Pflanzer, Ed. : nr. 9, p. 495
Petrescu, N. : nr. 7, p. 343 ; nr. 9, p. 467
Petrescu, M., nr. 9, p. 467
Petroiescu, L. : nr. 8, p. 415
Pilly, N. : nr. 2, p. 65 ; nr. 3, p. 117 ; nr. 4, p. 173
Pleșa, G. : nr. 6, 322

Pleşia, I. : nr. 12, p. 649
Pîrvu, Gh. : nr. 6, p. 287
Piţigoi, B. : nr. 2, p. 76 ; nr. 6, p. 308
Popescu, C. : nr. 3, p. 139
Popescu, N. : nr. 7, p. 353
Pumnea, C. : nr. 1, p. 51 ; nr. 2, p. 105 ; nr. 8, p. 433 ; nr. 10, p. 557 ; nr. 11, p. 609 ; nr. 12, p. 634

R

Rácz, S. : nr. 10, p. 542
Răducanu, D. : nr. 1, p. 43 ; nr. 2, p. 102 ; nr. 3, p. 158 ; nr. 4, p. 191 ; nr. 5, p. 247
Rădulescu, A. : nr. 12, p. 645
Ripoşan, I. : nr. 2, p. 94 ; nr. 7, p. 371 ; nr. 9, p. 483 ; nr, 10, p. 518
Roman, M. : nr. 10, p. 549
Roman, P. : nr. 12, p. 640
Rus, A. : nr. 12, p. 628
Rus, I. : nr. 7, p. 335
Rusu, E. : nr. 7, p. 340
Rusu, V. : nr. 1, p. 5 ; nr. 5, p. 229 ; nr. 6, p. 281

S

Saban, R. : nr. 1, p. 27 ; nr. 5, p. 259 ; nr. 11, p. 596
Samoilescu, S. : nr. 8, p. 394
Săbău, T. : nr. 4, p. 205 ; nr. 5, p. 252
Secanu, V. : nr. 9, p. 500
Sîrghe, E. : nr. 1, p. 43 ; nr. 2, p. 102
Sofroni, L. : nr. 3, p. 133 ; nr. 7, p. 376 ; nr. 9, p. 483 ; nr. 12, p. 660
Stanciu, R. : nr. 7, p. 363
Stăncescu, E. : nr. 9, p. 504
Stavarache, S. : nr. 3, p. 133
Sternberg, S. : nr. 11, p. 616
Spiţă, M. : nr. 10, p. 542
Solduban, D. : nr. 2, p. 94 ; nr. 5, p. 229
Stoica, M. : nr. 9, p. 504
Suciu, M. V. : nr. 1, p. 27 ; nr. 5, p. 259 nr. 8, p. 411
Suciu, V. : nr. 5, p. 259
Suceveanu, Gh. : nr. 6, p. 287
Szeles, B. : nr. 12, p. 628
Şerbănescu, C. : nr. 3, p. 146 ; nr. 4, p. 209
Ştefănescu, Fl. : nr. 1, p. 36 ; nr. 4, p. 205 ; nr. 6, p. 296 ; nr. 7, p. 376

T

Taţian, C. : nr. 3, p. 125
Tărăşescu, M. : nr. 7, p. 366
Teodorescu, M. : nr. 1, p. 31
Teodoriu, A. : nr. 4, p. 191
Teodorescu, V. : nr. 6, p. 287
Tîrcolea, M. : nr. 5, p. 247 ; nr. 11, p. 596
Truşculescu, M. : nr. 9, p. 474
Truţia, Ath. : nr. 3, p. 142 ; nr. 8, p. 424
Ţenea, C. : nr. 5, p. 244

U

Urseanu, A. : nr. 2, p. 61
Ulmanu, V. : nr. 8, p. 404

V

Varga, B. : nr. 10, p. 540
Varga, I. : nr. 10, p. 540
Verdeş, L. : nr. 6, p. 322
Vida-Simiti, I. : nr. 9, p. 474
Vlaicu, Gh. : nr. 3, p. 142
Vlăduţiu, L. : nr. 7, p. 381
Voicu, Gh. : nr. 11, p. 569 ; nr. 12, p. 631
Voinea, E. : nr. 8, p. 411
Vovc, M. : nr. 4, p. 217

W

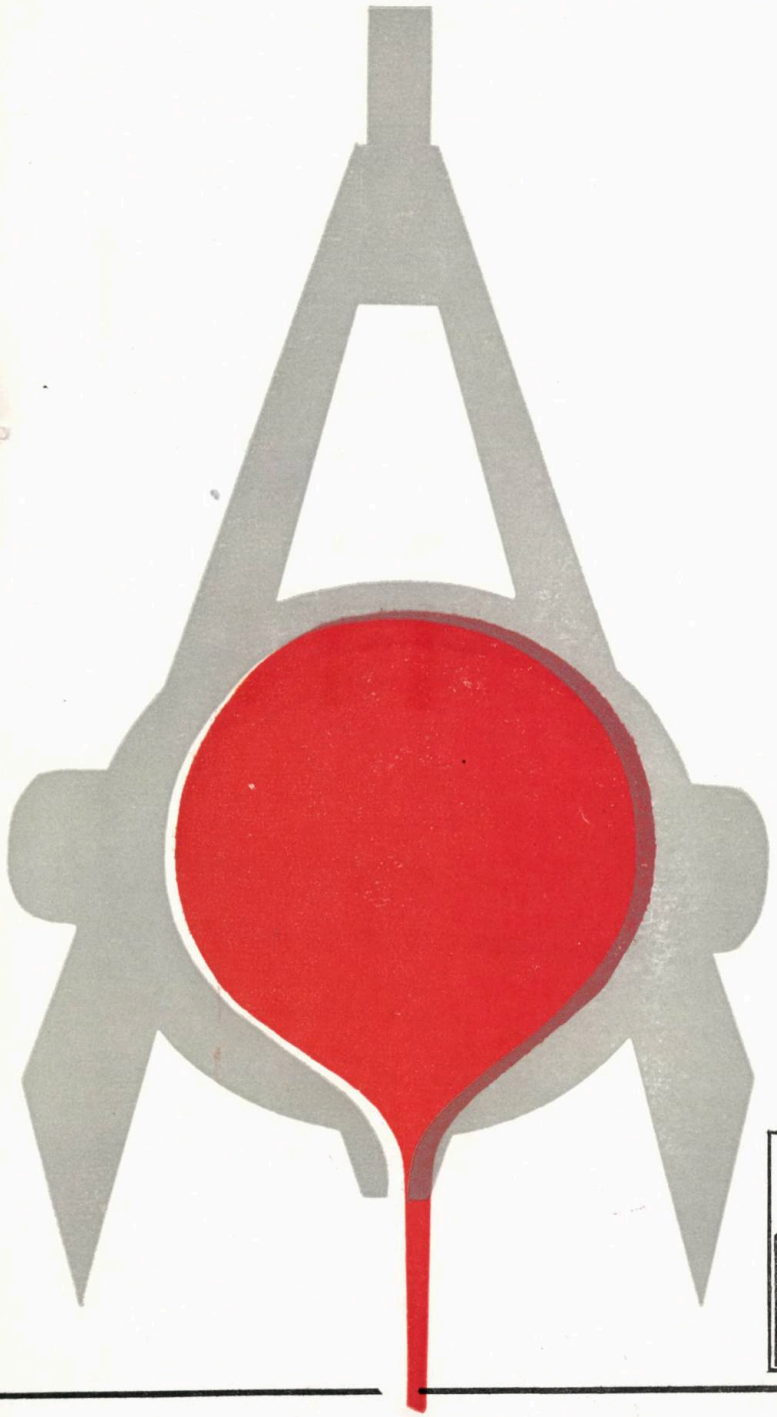
Wanyorek, C. : nr. 1, p. 46 ; nr. 3, p. 161 ; nr. 11, p. 601

Z

Zamfir, S. : nr. 5, p. 259

Centrul de Cercetari și Proiectari pentru Fabricație Produse Siderurgice Hunedoara

Execută pe bază de comenzi:



— studii și lucrări de cercetare

— proiecte și documentații tehnice de execuție

— analize de laborator pentru determinări fizice și chimice în domeniul perfecționării producției de cocs, aglomerat fontă, oțel și laminate

C C P F P S

— HUNEDOARA —

1986 OKT 81

E 3280

R 1986 SEP 29

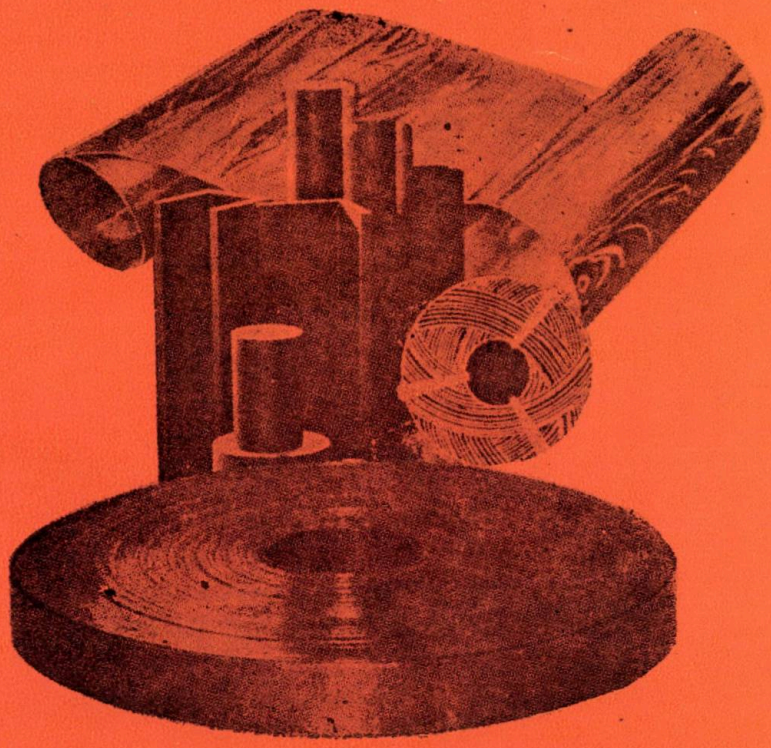
Kohászat

METALURGIA

REFERALVA

7

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XXXVIII • NR. 7 • IULIE 1986



METALEXPORTIMPORT

FOREIGN TRADE COMPANY
BUCHAREST • ROMANIA

OFFÉRS :

- steel bars and shapes
- reinforcing steel bars
- cold formed profiles
- carbon and alloy steel
- commercial qualities, shipbuilding and boiler plates
- hot rolled coils
- cold rolled sheets and galvanized coils
- seamless steel line pipes; casing
- longitudinal welded line pipes
- welded black and galvanized steel tubes
- drawn steel wires, prestressed concrete wires and wire ropes
- welding electrodes for carbon and alloy-steels
- wire nails
- industrial and anchor chains
- aluminium and alloyed-aluminium products (ingots, cold rolled sheets and strips, foils, properzi wires)

„METALEXPORTIMPORT"
Bucharest-Romania 23-25, Mendeleev Street
TELEX: 11515 TELEPHONE 620, 621

METALURGIA

anul 38 Nr. 7 Iulie 1986

CUPRINS

Dobrovici, D., Zamfirescu, D., Constantin, N., Zudor, I. și *Vonica, M.* : **Folosirea gudronului de huilă drept combustibil auxiliar la furnal** 313

Gheorghiu, Fl. : **Aspecte generale și specifice ale dimensionării termice a grătarelor preîncălzitoarelor de aer tip cauper** 323

Rozolimo, Paula și *Roșculeț, I.* : **Procedee moderne de desulfurare a fontei în afara furnalului** 328

Brabie, V. și *Neagu, G.* : **Considerații privind posibilitățile de obținere a unor fonte de înaltă puritate pentru turnătorie** 336

Mitrofan, A., Deceanu, V., Mureșan, A., Sopa, V. și *Giurgiu, V* : **Tendințe în proiectarea și turnarea pieselor pentru mașini-unelte** 340

Căluneanu, Nicoleta și *Istrătescu, Mihaela* : **Intervenții în tehnologiile de elaborare, turnare și prelucrare la cald pentru ameliorarea călibilității unor oțeluri** . 342

Dumitru, I., Cristuinea, C. și *Laichici, P.* : **Studiul comportării la șoc a unui oțel folosit în construcția conductelor de abur viu** 346

Badea, Teodora, Brînzoi, V. și *Nicola, Maria* : **Epurarea electrochimică a apelor reziduale de la secțiile de galvanizare (Ape impurificate cu ioni Cr^{6+})** . . . 349

Dobrescu, L., Socolescu, Ana-Maria, Vișan, Sanda și *Iordăchescu, Gr.* : **Folosirea schimbătorilor de ioni și a reactivilor organici pentru extragerea metalelor din soluții acide rezultate în procese hidrometalurgice** . . 352

Crețu, Steliana, Antonescu, Ileana și *Cojocaru, Victoria* : **Efecte sinergetice determinate de amestecuri de săruri cuaternare de amoniu/iodură de potasiu în procesul de inhibare a coroziunii acide** 354

RECENZII 357

REVISTA REVISTELOR . . . 345 . . . 351 . . 360

Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de rament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector V Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonar lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — prinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu nr. București

---

I. P. „Informația" — c. 2291

CONTENTS

DC : 621—63 : 669.162.2

Dobrovici, D., Zamfirescu, D., Constantin, N., Zudor, L. and *Vonica, N.* : **The use of coal tar as auxiliary fuel in blast furnaces**

The industrial experiment of the use of coal tar in a 1000 m^3 blast furnace has shown that it may be used as auxiliary fuel, with better technological effects than those obtained in the case of natural gas. The blowing installation used in practice has proved to be safe in operation, thus ensuring a good coal tar spraying and the possibility of varying flows within large limits.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 313—322

DC : 669.162.4

Gheorghiu, Fl. : **General and specific aspects of the thermal sizing of Cowper type air preheater grids**

The paper presents the specific aspects of thermal sizing and controlling the Cowper-type air preheater grids, on the basis of the data obtained in research and operation activities, which are absolutely necessary for the efficient use of refractory materials and fuel employed by this installation.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 323—327

DC : 669.094.517

Rozolimo, Paulina and *Roşculeţ, I.* : **Modern iron desulphurizing process which takes place outside the blast furnace**

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 328—335

DC : 669.13

Brabie, V. : **Considerations on the ways of obtaining high purity cast iron**

The paper presents certain possibilities of cast iron injection treatment with a view to obtaining low sulphur and phosphorus contents.

The author also discusses the reactions which take place in liquid bath during the cast iron treatment with different desulphurizing and dephosphorizing agents.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 336—339

DC : 621.74.03 : 621.9

Mitrofan, A., Deceanu, V., Mureşan, A., Sopa, V. and *Giurgiu, V.* : **Trends in machine-tools parts desining and casting**

In the paper, the author presents biefly the new trend appeared in machine-tool manufacturing aiming at improving vibration damping capacity by the use of cast parts with completely closed holes which do not allow the foundry sand to leak out. The author presents also the difficulties which appear in their manufacturing by casting, as well as the solutions adopted with a view to obtaining high quality parts.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 340—341

DC : 620.17 : 669.18

Căluneanu, Nicoleta and *Istrătescu, Mihaela* : **Technological measures with a favorable influence on the hardenability of alloy steels**

Most of the steels used in the car industry includes in the quality requirements, beside the chemical analysis, mechanical and toughness characteristics, inclusionary purity, the susceptibility to heat treatments or, in other words, the hardenability.

The technological measures are of different kinds : the balance of the desired chemical composition (in alloying elements and residual contents), heat macroscopic homogeneity, the ensurance of a thermal heredity for the finished product, able to turn to good account the advantages related to composition and structure.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 342—345

DC : 620.17 : 621.186

Dumitru, I., Cristuinea, C. and *Laichici, P.* : **The study of the shock behaviour of a steel used in the manufacturing of line steam pipe**

Starting from the importance of the shock behaviour of steels used in live steam pipe, the authors have studied at first the influence of certain high intensity preliminary shocks on the resilience of a heat-resisting steel (at room temperature and at 565°C).

In a second phase they have studied the initiation and propagation process of a fatigue cracking by repeated shocks.

The study has been conducted on a heat-resisting steel coming from a pipe after 84 556 operation hours. The results have shown that the material has a high inhibition capacity as well as a high fatigue cracking propagation capacity.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 346—348

DC : 628.543

Badea, Teodora, Brînzoi, V. and *Nicola, Maria* : **Electrochemical treatment of residual water in galvanizing shops. Waters polluted with Cr^{6+} ions**

Synthetical waters polluted with 200 ppm CrO_4^{2-} have been treated by a cleaning treatment based on steel carbon electrode electrolysis. The treatment efficiency and the energy rate depend on the current density, electrolysis duration and on the way of assembling electrodes in the cell.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 349—351

DC : 669.053.4 : 669.2/.8

Dobrescu, I., Socolescu, Ana-Maria, Vişan, Sanda and *Iordăchescu, Gr.* : **The use of ion exchangers and organic reactives for the extraction of metals in acid solutions resulted from hydrometallurgical processes.**

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 352—353

DC : 620.179

Creţu, Steliana, Antonescu, Ileana and *Cojocaru, Victoria* : **Synergetic effects determined by quaternary ammonia-potassium iodide salts mixture in the acid corrosion inhibition process**

The authors have studied the corrosion inhibition effects in chlorine hydride, sulphuric acid and hard water, determined by quaternary ammonia salts and a synergetic mix (quaternary ammonia salts — potassium iodide 10^{-3} M), on the OLC 45 steel, copper or brass, within a 10^{-3}—500 ppm corrosion inhibiter concentration range. The corrosion inhibition efficiency increases by adding 10^{-3} M potassium due to the synergetic effect of potassium iodide and quaternary ammonia salts.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 354—356

INHALT

DK : 621—63 : 669.162.2

Dobrovici, D., Zamfirescu, D., Constantin, N., Zudor, L. und *Vonica, N.* : **Verwendung des Steinkohlenteers als Hochofenhilfsbrennstoff**

Die industrielle Erprobung der Teeranwendung, in einem 1000m³ — Hochofen, hat praktisch demonstriert, dass dieser als Hilfsbrennstoff genutzt werden kann ; beweisend zwar mehr fortgeschrittenen verfahrenstechnischen Ergebnissen als diejenigen, die im Falle des Sumpfgases erhalten worden sind. Die angewendete Einblasanlage bewies sich als betriebssicher. Gleichzeitig versichert sie eine wirksame Teerzerstäubung und ebenfalls beträchtliche Änderungsmöglichkeiten der betreffenden Umsätze.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 313—322

DK : 669.162.4

Gheorghiu, Fl. : **Allgemeine und spezifische Ansichten zur thermischen Bemessung der cowper-artigen Winderhitzergittern**

In der Arbeit wird auf einige für die thermische Bemessung und Prüfung der cowper-artigen Winderhitzergittern spezifischen Ansichten hingewiesen, auf Untersuchungs-und Betriebsdaten beruhend, die für die vernünftige Ausnutzung der feuerfesten Werkstoffe und der Brennstoffe, dieser Anlagen, durchaus notwendig sind.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 323—327

DK : 669.094.517

Rozolimo, Paulina und *Roşculeţ, I.* : **Moderne Roheisenentschwefelungsverfahren ausserhalb des Hochofens**

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 328—335

DK : 669.13

Brabie, V. : **Betrachtungen betreffend die Herstellungsmöglichkeiten des hochreinen Giessereiroheisens**

In der Arbeit werden einige Injektionsbehandlungsmöglichkeiten des Giessereiroheisens analysiert, mit dem Ziel einige beschränkte Schwefel-und Phosphorgehalte zu erhalten.

Gleichzeitig werden die Reaktionen aus dem Flüssigkeitsbad, während der mit Hilfe von verschiedenen Entschwefelungs-und Entphosphorungsmitteln stattfindenden Roheisenbehandlung, analysiert.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 336—339

DK : 621.74.03 : 621.9

Mitrofan, A., Deceanu, V., Mureşan, A., Sopa, V. und *Giurgiu, V.* : **Entwicklungstendenzen der Planung und des Giessens der Werkzeugmaschinenwerkstücke**

In der vorliegenden Arbeit wird kurz die neue Entwicklungstendenz des Werkzeugmaschinenaufbaus, betreffend die Verbesserung der Dämpfungskapazität der Schwingungen, anhand des Einsatzes von Gussstücken mit vollständig verschlossenen Lohlräumen, aus denen die Formmasse nicht abgeführt wird, vorgestellt. Es werden ebenfalls die Schwierigkeiten, welche im Falle des Giessens dieser Produkte auftreten, sowie die Herstellungsmöglichkeiten der Qualitätswerkstücken beschrieben.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 340—341

DK : 620.17 : 669.18

Cătuneanu, Nicoleta und *Isrătescu, Mihaela* : **Verfahrenstechnische Massnahmen mit vorteilhaftem Einfluss auf die Härtbarkeit einiger Legierungsstähle**

Die meisten der in der Automobilindustrie eingesetzten Stähle, schliessen in ihren Qualitätsvorschriften, die chemische Analyse, die mechanischen -und Zähigkeitseigenschaften, die Einschlüssenreinheit, sowie die Wärmebehandlungsfähigkeit-bessergesagt die Härtbarkeit- ein.

Es gibt eine grosse Anzahl von verfahrenstechnischen Massnahmen beginnend vom Ausgleich der chemischen Zusammensetzung (nicht nur als Legierungselemente, sondern auch als Rückständemengen angenommen) und reichend bis zur Sicherung der makroskopischen Schmelzehomogenität hin, angewendet zur Erhaltung der thermischen Fertigerzeugnisheredität-fähig für die Auswertung der Zusammensetzungs-und Gefügevorteile-.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 342—345

DK : 620.17 : 621.186

Dumitru, I., Cristiunea, C. und *Laichici, P.* : **Erforschung des Schlagverhaltens eines beim Ausbau der Frischdampfrohrleitungen angewendeten Stahles**

Ausgehend von der Bedeutung des Schlagverhaltens einiger Frischdampfrohrleitungsstähle, wurde der Einfluss, während der 1. Phase, einiger vorgängigen Schlägen, mit grosser Intensität auf die Schlagbiegefestigkeit eines wärmebeständigen Stahles (bei Normaltemperatur und bei 565°C) analysiert. Gleichzeitig wurde der Anregungs-und Ausbreitungsvorgang des Ermüdungsrisses anhand von wiederholten Schlägen, während der 2. Phase, analysiert. Die Untersuchung wurde anhand eines wärmebeständigen, aus einem nach 84.556 Rohrleitungsbetriebsstunden erhaltenen Stahles ausgeführt. Aus den erhaltenen Ergebnissen ging hervor, dass das Material eine grosse Verzögeruns-und Ermüdungsrissverbreitungsfähigkeit offenbart.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 346—348

DK : 628.543

Badea, Teodora, Brînzoi, V. und *Nicola, Maria* : **Elektrochemische Reinigung des Abfallwassers aus den Verzinkungsstationen. (Cr^{6+} -verunreinigtes Wasser.)**

Synthetisches mit 200 ppm CrO_4^{2-} verunreinigtes Wasser wurde einer durch Elektrolyse mit Kohlenstoffstahlelektroden Reinigungsbehandlung unterworfen.

Der Wirkungsgrad der Behandlung und der Energieverbrauch sind von der Strömungsdichte, von der Elektrolysedauer und von der Vorlegungsmethode der Elektroden aus der Zelle abhängig.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 349—351

DK : 669.053.4 : 669.2/.8

Dobrescu, L., Socolescu, Ana-Maria, Vişan, Sanda und *Iordăchescu, Gr.* : **Einsatz der Ionenaustauscher und der organischen Reaktionsmitteln bei der Gewinnung der Metalle aus sauere Lösungen, die aus hydrometallurgischen Prozessen hervorgehen.**

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 352—353

DK : 620.179

Crefu, Steliana, Antonescu, Ileana und *Cojocaru, Victoria* : **Sinergetische, von quaternären Ammonium-Jodkalium-Salzgemischen bestimmten Effekte, während des Verzögerungsprozesses des Säureangriffs**

In der Arbeit wird ein Studium betreffend die Korrosionshemmungseffekte-in Medien von Salzsäuregas, Schwefelsäure und hartes Wasser-vorgestellt, bestimmt von quaternären Ammoniumsalzen und sinergetischen Gemischen, wie : 10^{-3} M quaternäre Ammonium-Jodkaliumsalze, mit Hilfe des OLC—45 Stahles, Kupfer und Messing, in einem Hemmstoffkonzentrationsbereich von 10 bis 500 ppm. Die Korrosionswirksamkeit der Hemmung wächst, durch die Beimischung eines 10^{-3}M-Jodkaliumgemisches, und zwar als Folge eines sinergetisches Effektes das zwischen dem Jodkalium und dem quaternären Ammoniumsalz stattfindet.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 354—356

SOMMAIRE

CD : 621—63 : 669.162.2

Dobrovici, D., Zamfirescu, D., Constantin, N., Zudor, L. et *Vonica, N.* : **L'utilisation du goudron de huille comme combustible auxiliaire dans les haut fourneaux**

Les expériments industriels de l'utilisation du goudron de huille dans un haut fourneau de 1000 m³ ont démontré que le goudron peut être utilisé comme combustible auxiliaire, ayant de meilleurs effets technologiques que les effets obtenus dans le cas du gaz naturel.

L'installation d'insufflation utilisée a prouvé son efficacité en service étant donné qu'elle peut assurer une bonne pulvérisation du goudron, tout en modifiant les débits dans de larges limites.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 313—322

CD : 669.162.4

Gheorghiu, Fl. : **Aspects généraux et spécifiques du calcul des dimensions thermiques des grilles des préchauffeurs d'air de type cowper**

L'auteur présente certains aspects spécifiques du dimensionnement et de la vérification thermique des grilles des préchauffeurs d'air de type cowper à partir des données qui résultent des activités de recherche et d'exploitation qui sont absolument nécessaires pour l'utilisation efficace des matériaux réfractaires et du combustible utilisé pour cette installation.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 323—327

CD : 669.094.517

Rozolimo, Paulina et *Roşculeţ, I.* : **Procédés modernes pour la désulfuration de la fonte hors du haut fourneau**

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 328—335

CD : 669.13

Brabie, V. : **Considérations concernant les possibilités d'obtention de certaines fontes de haute pureté pour les fonderies**

On présente certaines possibilités de traitement des fontes de moulage par injection en vue d'obtenir des teneurs basses en souffre et phosphore.

L'auteur analyse également les réactions qui ont lieu dans le bain liquide pendant le traitement des fontes, en employant divers agents de désulfuration et de déphosforation.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 336—339

CD : 621.74.03 : 621.9

Mitrofan, A., Deceanu, V., Mureşan, A., Sopa, V. et *Giurgiu, V.* : **Tendances dans la projection et la coulée des pièces pour machines-outils**

L'auteur présente la nouvelle tendance dans la construction des machines-outils qui vise à améliorer la capacité d'amortissement des vibrations par l'utilisation de pièces coulées à cavités complètement fermées ne permettant pas l'évacuation du sable de moulage. On présente également les difficultés qui apparaissent dans leur fabrication par couleé, de même que les solutions adoptées en vue d'obtenir des pièces de bonne qualité.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 340—341

CD : 620.17 : 669.18

Căluneanu, Nicolela et *Istrălescu, Mihaela* : **Mesures technologiques ayant une influence favorable sur la trempabilité de certains aciers alliés**

La plupart des aciers utilisés dans l'industrie automobile incluent dans les standards de qualité outre l'analyse chimique, les caractéristiques mécaniques et de ténacité, la pureté inclusionnaire et la susceptiblité aux traitements thermiques à savoir la trempabilité.

Les mesures technologiques sont de différents types : l'équilibre de la composition chimique désirée (du point de vue des éléments d'alliage et des contenus résiduels), l'homogénéité macroscopique de la charge, une hérédité thermique du produit fini à même de mettre en valeur les avantages de composition et de structure.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 342—345

CD : 620.17 : 621.186

Dumitru, I., Cristuinea, C. et *Laichici, P.* : **L'étude du comportement à choc d'un acier utilisé dans la construction des conduites de vapeur directe**

A partir de l'importance du comportement à choc des aciers pour conduites de vapeur directe, les auteurs ont étudié premièrement l'influence de certains chocs préliminaires de haute intensité sur la résilience d'un acier thermorésistant (à la temperature ambiante et à 565°C).

Secondément on a étudié le processus d'apparition et de propagation de la fissure de fatigue par des chocs répétés.

L'étude a été effectuée sur un acier thermorésistant provenant d'un tuyau au bout de 84 556 heures de fonctionnement. Les résultats ont démontré que le matériel possède une capacité élevée d'inhibition et de propagation de la fissure de fatigue.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 346—348

CD : 628.543

Badea, Teodora, Brînzoi, V. et *Nicola, Maria* : **L'épuration électrochimique des eaux résiduaires provenant des lignes de galvanisation (Eaux impurifiées par des ions Cr^{6+})**

Les eaux synthétiques impurifiées par 200 ppm CrO_4^{2+} ont été soumises au traitement d'épuration par électrolyse avec des électrodes en acier carbone. L'éfficacité du traitement et la consommation d'énergie dépendent de la densité du courant, de la durée d'électrolyse et de l'assemblage des electrodes dans la cellule.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 349—351

CD : 669.053.4 : 669.2/.8

Dobrescu, L., Socolescu, Ana-Maria, Vişan, Sanda et *Iordăchescu, Gr.* : **Echangeurs d'ions et des réactifs organiques utilisés afin d'extraire les métaux des solutions acides qui résultent des processus hydrométallurgiques**

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 352—353

CD : 620.179

Creţu, Steliana, Antonescu, Ileana et *Cojocaru, Victoria* : **Effets synergétiques déterminés par les mélanges de sels quaternaires d'ammonium/iodure de potassium dans le processus d'inhibition de la corrosion acide**

On présente une étude sur les effets inhibiteurs de la corrosion en milieu d'acide chrohidrique, sulphurique et dans l'eau dure, effets déterminés par les sels quaternaires d'ammonium et les mélanges synergétiques (sels quaternaires d'ammonium/iodure de potassium 10^{-3}M) sur l'acier OLC 45, le cuivre et le laiton dans un domaine de concentration de l'inhibiteur de corrosion compris entre 10—500 ppm. L'efficacité d'inhibition de la corrosion augmente à mesure qu'on ajoute de l'iodure de potassium 10^{-3} M, vu l'effet synergétique entre ce dernier et le sel quaternaire d'ammonium.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 354—356

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 621-63:669.162.2

Добровичь, Д., Замфиреску, Д., Константин, Н., Зудор, Л., Воника, Н.: **Применение каменноугольного пека как вспомогательное топливо для доменных печей**

Промышленное испытание использования каменноугольного пека в 1000 м³ доменной печи практически доказало, что его можно использовать как вспомогательное топливо, с более передовыми технологическими эффектами, по сравнению с использованием природного газа.

Применение дутьевого устройства доказывает, что оно является надежной в эксплуатации, обеспечивая хорошее распыление каменноугольного пека и возможность изменения в широких пределах дебита.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 313–322

ДК: 669.162.4

Георгиу, Ф.: **Общие и специфические аспекты термического определения размеров насадок воздухонагревателей типа каупер**

В работе представлены некоторые специфические аспекты определения размеров и термической проверки насадок воздухонагревателей типа каупер, основанные на результатах исследований и эксплуатации, абсолютно необходимые в рациональном применении огнеупоров и топлива на этих агрегатах.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 323–327

ДК: 669.094.517

Розолимо, Паулина, Рошкулец, И.: **Современные способы обессеривания чугуна внедоменной печи**

Описаны основные способы обессеривания чугуна внедоменной печи, применяемые в промышленном масштабе в странах с развитой черной металлургией.

Представлены типы используемых обессеривающих материалов, а также и полученные коэффициенты обессеривания.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 328–335

ДК: 669.13

Брабие, В.: **Соображения относительно возможности получения высокочистого литейного чугуна**

В работе представлены некоторые возможности обработки литейного чугуна вспрыскиванием для получения низкосернистых и низкофосфористых содержаний.

Автор также анализирует реакции, имеющие место в жидкой ванне при обработке чугуна различными агентами обессеривания и дефосфорации.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 336–339

ДК: 621.74.03: 621.9

Митрофан, А., Дечеану, В., Мурешан, А., Сопа, В и Джюрджю, В.: **Тенденции в проектировании и отливке деталей для станов**

Представлена в кратце новая тенденция в станкостроении для улучшения способности к затуханию колебаний использованием отливок с совершенно закрытыми полостями, из которых не выпускается формовочная смесь. А также представлены появляющиеся затруднения при их отливке и принятые решения на литейных заводах для получения деталей хорошего качества.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 340–341

ДК: 620.17: 669.18

Кэтуняну, Николета и *Истрэтеску, Михаела:* **Технологические меры с благоприятным влиянием на закаливаемость легированных сталей**

Большинство сталей, использованных в автомобильной промышленности включают в качественные предписания, помимо химического анализа, механические и вязкостные характеристики, чистоту относительно включений и термообрабатываемость или иначе говоря закаливаемость.

В технологические меры входят уравновешивание химического состава в желаемом смысле (как легирующие элементы, так и остаточное содержание), обеспечение макроскопической однородности, получение термической наследственности готового изделия, способствующая преимуществам состава и структуры.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 342–345

ДК: 620.17: 621.186

Думитру, И., Кристуинеа, К., Лайкичь, П.: **Изучение поведения при ударе стали, использованной в изготовлении проводов для острого пара**

Авторы изучили на первом этапе, отходя от важности поведения при ударе сталей для проводов острого пара, влияние предварительных ударов большой интнесивностью на ударную вязкость жароупорной стали (при температуре окружающей среды и при 565°C), и на втором этапе, процесс инициирования и распространения трещины от усталости повторными ударами.

Изучение проводилось на жароупорной стали из провода после 84556 часов работы. Результаты показали, что материал обладает высокой способностью к замедлению и распространению трещины от усталости.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 346–348

ДК: 628.543

Бадеа, Теодора, Брынзой, В., Никола, Мария: **Электролитическая очистка сточных вод гальванических цехах. Загрязненные воды ионами Cr^{6+}**

Ситетические воды загрязненные 200 ppm CrO_4^{2-} были подвергнуты очистке электролизом углеродистыми стальными электродами. Эффективность обработки и расхода энерги зависимы от плотности энергии, времени электролиза и от способа вставки электродов в камеру.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 349–351

ДК: 669.053.4.669.2/.8

Добреску, Л. Соколеску, Ана-Мария, Вишан, Санда и *Иордэнеску, Г.:* **Применение ионнообменников и органических реагентов для извлечения металлов из кислых растворов, образованных в гидрометаллургических процессах**

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 352–353

ДК: 620.179

Крецу, Стелиана, Антонеску, Илеана, Кожокару, Виктория: **Синергетические эффекты, определенные смесью аммиачными послетретичными солями/иодистым калием в процессе замедления кислотной коррозии**

В работе изучены замедляющие эффекты коррозии в среде соляной кислоты, серной кислоты и жесткой воды, определенные аммиачными послетретичными солями и синергетической смесью: аммиачные послетретичные соли-иодистый калий 10^{-3}M, на стали OLC-45, меди и латуни, в сфере концентрации замедлителя коррозии между 10–500 ppm. Эффективность замедления коррозии повышается добавкой иодистого калия 10^{-3}M благодаря синергетическому эффекту между этими и амиачной послетретичной солью.

Metalurgia 38 (1986), nr. 7, p. 354–356

METALURGIA 7

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1986

Ing. D. Dobrovici, Ing. D. Zamfirescu,
Ing. N. Constantin
Institutul politehnic — Bucureşti
Ing. L. Zudor, Ing. N. Vonica
Combinatul siderurgic — Hunedoara

Folosirea gudronului de huilă drept combustibil auxiliar la furnale

CZ : 621—63 : 669.162.2

Creşterile fără precedent ale indicatorilor furnalelor care au depăşit nivelul de 2 t fontă/m³ zi, în timp ce consumul de cocs pe tona de fontă a fost micşorat la valori în jurul cifrei de 400 kg, s-au datorat atît pregătirii tot mai avansate a încărcăturii, cît şi introducerii de numeroase perfecţionări tehnologice şi constructive, dintre care deosebit de importante s-au dovedit insuflarea prin gurile de vînt a hidrocarburilor, în paralel cu îmbogăţirea în oxigen a aerului atmosferic şi cu creşterea corespunzătoare a temperaturii de preîncălzire a acestuia. S-a ajuns, în majoritatea ţărilor cu siderurgie dezvoltată, la consumuri de hidrocarburi (gaz metan, păcură) de ordinul a 60—90 Nm³ (respectiv kg) pe tona de fontă, la conţinuturi de oxigen ale aerului suflat de 23...26 % şi la temperaturi de preîncălzire peste 1 100...1 200°C [1], [2], [4], [5].

Dacă în perioada 1960—1975 aplicarea tehnologiilor de insuflare a hidrocarburilor a cunoscut o amploare deosebită, după cele două crize ale petrolului (1974 şi 1978), care au dus la creşteri vertiginoase ale preţului păcurii, a crescut interesul pentru găsirea de soluţii privind micşorarea consumurilor de hidrocarburi sau chiar pentru renunţarea la folosirea lor în furnale.

Cu condiţia menţinerii adaosului de oxigen şi a temperaturii de preîncălzire a aerului suflat, pentru a nu afecta prea mult productivitatea furnalului şi consumul specific de cocs, limitarea consumului sau chiar renunţarea la adaosurile de hidrocarburi a făcut necesară introducerea în aerul suflat a unor alte adaosuri care să permită menţinerea în limite normale a temperaturii din zona oxidantă şi asigurarea gazelor reducătoare, în cantităţi şi cu compoziţii convenabile [5], [6], [9].

Soluţiile la care s-a ajuns, aplicate sau în curs de aplicare în diferite ţări, sînt insuflarea prafului de cărbune, a gazului de cocs, a gudronului de huilă sau a vaporilor de apă şi, de asemenea, insuflarea de adaosuri combinate, cum sînt suspensiile de praf de cărbune în păcură sau gudron şi altele.

Deşi insuflarea prafului de cărbune era cunoscută din secolul trecut, dezvoltarea instalaţiilor moderne a început după 1960 iniţial în S.U.A. (Hanna şi Weirton — National Steel-Chicago—U.S. Steel, Ashland — Armco), apoi în Anglia (Stanton Staveley), Franţa (Chasse), R. P. Chineză (Shoudu), R.D.G. (Eisenhüttenstadt). A urmat o stagnare cauzată de concurenţa păcurii mai ieftine, a cărei insuflare necesită instalaţii mai simple şi investiţii de cîteva ori mai mici. După crizele petrolului, s-a trecut la construirea în numeroase ţări (Japonia, S.U.A., R. P.Chineză, U.R.S.S.,Franţa,Luxemburg, Olanda) a unor instalaţii de capacităţi mari şi de nivel tehnic ridicat pentru insuflarea cărbunilor în furnale de volum mare. În prezent sînt cunoscute date de exploatare de la 40 de furnale la care se injectează praf de cărbune în cantităţi de ordinul a 50—250 kg/t, realizîndu-se indici de înlocuire a cocsului prin cărbuni de ordinul a 0,8—1,1 (0,5—0,6 la folosirea lignitului). Consumurile specifice maxime s-au realizat în R. P. Chineză, cu antracit. Majoritatea furnalelor care consumă în prezent praf de cărbune au volumul peste 1 300 m³, cinci fiind peste 3 500 m³ [2], [4], [11].

Dacă insuflarea în furnale a prafului de cărbune este considerată în prezent drept o soluţie pe termen lung pentru asigurarea cu combustibili a furnalelor, considerîndu-se că în perspectivă un număr mare de furnale din numeroase ţări, chiar şi din ţările care dispun de resurse de hidrocarburi, vor trece la acest combustibil auxiliar [2], [5], [9], [11], utilizarea gazului de cocs, a gudronului de huilă sau creşterea conţinutului de umiditate a aerului suflat reprezintă soluţii de importanţă limitată, depinzînd de anumiţi factori conjuncturali, de exemplu disponibilităţi pe perioade limitate sau necesitatea de a suplini indisponibilitatea altor combustibili auxiliari în anumite perioade.

În ceea ce privește insuflările combinate, ca de exemplu insuflarea unei suspensii de praf de cărbune în păcură, acestea reprezintă soluții care pot să permită micșorarea, pînă la aproximativ jumătate, a consumului de hidrocarburi, fără a afecta parametrii furnalului, soluții aplicabile la agregatele care sînt echipate pentru insuflarea combustibililor auxiliari lichizi.

Prezintă interes modul cum au evoluat consumurile specifice de combustibili în Japonia, țară cu o siderurgie dezvoltată, bazată pe importul de păcură și cărbuni cocsificabili (fig. 1). În urma crizelor petrolului, consumul de păcură la furnalele japoneze a fost restrîns într-un interval de timp relativ scurt. Astfel, în 1977, din cele 53 de furnale în funcțiune, 40 funcționau cu păcură, 12 cu păcură grea/gudron, iar unul numai cu cocs; în 1982, din cele 40 de furnale în funcțiune, 26 consumau numai cocs, 12 păcură grea/gudron, unul păcură și unul praf de cărbune; din semestrul II 1983 toate cele 39 de furnale funcționau fără păcură; dintre acestea, 9 furnale funcționau cu gudron și 4 cu praf de cărbune (nouă la finele anului 1984) [2], [9], [14], [16].

Trecerea furnalelor „înapoi la cocs" a determinat găsirea de soluții pentru menținerea regimului normal de temperaturi în creuzet, deoarece în lipsa efectului de răcire al adaosului de hidrocarburi ar fi fost necesară micșorarea temperaturilor de preîncălzire ale aerului și renunțarea la oxigen. Micșorarea temperaturii aerului sub cca 1 000°C mai ridică și problema stabilității grătarelor de silica de la preîncălzitoarele construite pentru temperaturi înalte.

O soluție relativ simplă, realizabilă într-un timp scurt, este creșterea umidității aerului prin introducerea de abur în aerul suflat. Această soluție, care însă nu poate evita creșterea consumului specific de cocs, a fost folosită atît în Japonia, cît și în alte țări [3], [4], [5], [9]; ea poate fi acceptată, ca tranziție, pînă cînd se construiesc sau se adaptează instalații de injectare pentru alți combustibili.

Insuflarea gudronului, la care se poate trece fără mari dificultăți prin adaptarea instalațiilor de la păcură, a intrat în practica curentă la o serie de furnale japoneze și din alte țări. Astfel, la furnalul nr. 3 al uzinei Fukuyama-Nippon-Kokan, s-a realizat în noiembrie 1981 cu adaos de gudron (42 kg/t) un consum de cocs de 354 kg/t [10]; într-o lucrare mai detaliată, care prezintă experimentările efectuate cu ocazia introducerii gudronului la furnalul nr. 2 de la Wakayama-Sumitomo, sînt prezentate valorile realizate ale raportului de înlocuire al cocsului

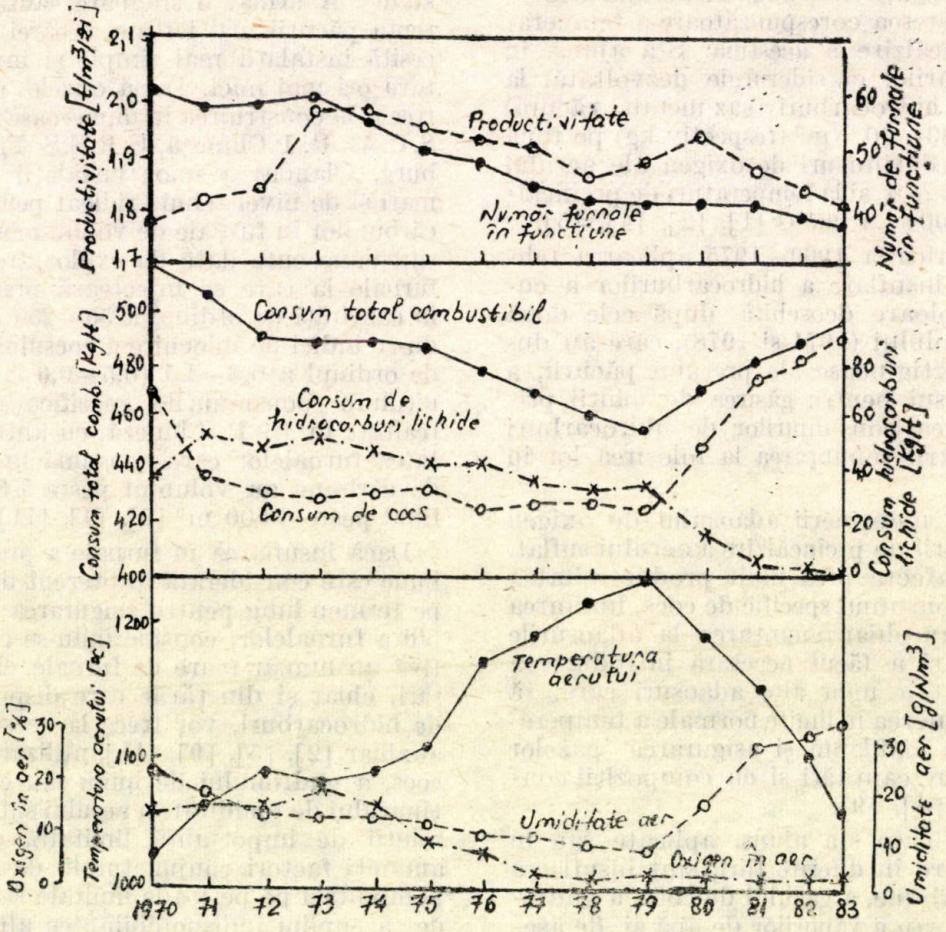


Fig. 1. Variația principalilor indicatori de funcționare la furnalele din Japonia în perioada 1970/83 [14]

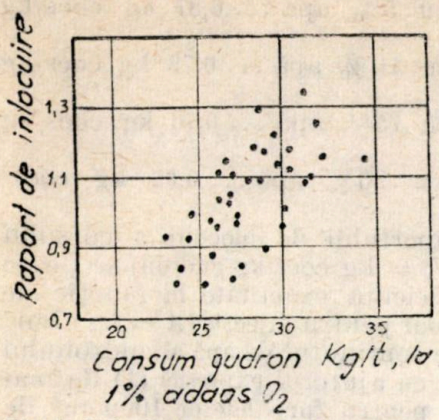


Fig. 2. Valorile raportului de înlocuire al cocsului prin gudron, la creşterea cu 1% a conţinutului de oxigen al aerului suflat [7]

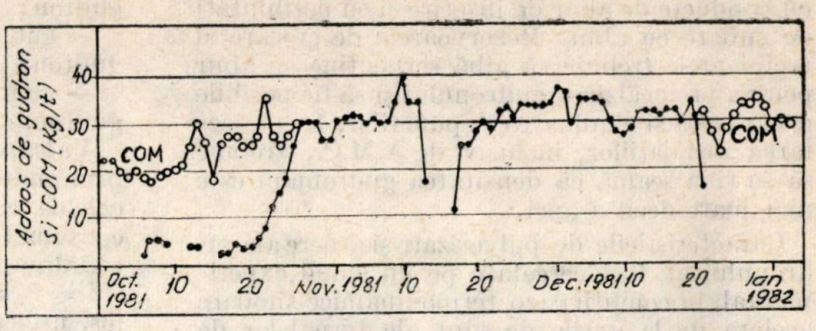


Fig. 3. Injectare de gudron şi amestec păcură + praf de cărbune (COM) la furnalul nr. 3 Kashima-Sumitomo [8]

prin gudron, care sînt mai avantajoase decît valorile similare obţinute la injectarea hidrocarburilor (fig. 2) [7].

Insuflările combinate, la care se injectează o suspensie de praf de cărbune în păcură (sau gudron), pot fi mai uşor realizate şi necesită investiţii mai mici decît instalaţiile pentru insuflarea prafului de cărbune, deoarece se menţine instalaţia de la păcură; este posibilă şi o mai mare elasticitate în funcţie de condiţiile de aprovizionare, adaosul de cărbune variind în limitele 0...50%. În figura 3 se prezintă evoluţia în timp a consumului de combustibili auxiliari la un furnal de 5050 m³ al uzinei Kashima-Sumitomo, unde apare funcţionarea alternativă cu gudron şi cu suspensie de praf de cărbune în păcură (COM) [8].

Prezintă interes (deoarece reprezintă o altă soluţie posibilă care să permită renunţarea la păcură) şi experimentările efectuate la un furnal de 3363 m³ al uzinei Mizushima-Kawasaki, cu insuflarea în aerul rece (în aspiraţia suflantei) a unei cantităţi de gaze arse bogate în CO_2 (de la cazane care utilizează gaz de furnal). În acest caz, temperatura din zona oxidantă se poate menţine în limitele normale datorită reacţiei endoterme dintre CO_2 şi C [15].

Cercetări proprii

Încă din anul 1984 s-a pus problema studierii posibilităţilor de a insufla în furnalele de 1000 m³ de la Combinatul siderurgic Hunedoara, care în mod obişnuit funcţionează cu adaos de gaz metan, unele cantităţi de gudron brut provenit de la cocseriile învecinate. Utilizarea gudronului la furnale ar permite preluarea unor fluctuaţii ale disponibilului de gaz metan în perioada de iarnă şi, de asemenea, ar reprezenta o altă posibilitate de valorificare a unor surplusuri posibile de gudron.

Caracteristicile gudronului

Se dau mai jos caracteristicile gudronului brut, în comparaţie cu cele ale păcurii, utilizate în mod curent la C. S. Hunedoara.

			păcură	gudron
compoziţie elementară	C^{mc}	%	87,6	93,4
	S^{mc}	%	11,22	5,04
	S^{mc}	%	0,50	0,92
	$(O+N)^{mc}$	%	0,68	0,64
cenuşă	A^{anh}	%	0,12	0,18
apă	W^{i}	%	0,85	5,0
putere calorică inferioară kcal/kg			9570	8350
viscozitate Engler	50°C		40,0	42,5
	80°C		8,1	9,8
	100°C		3,5	2,35
punct de congelare		°C	15—20	30—40
densitate la 20°C			0,95	1,22
cifră de cocs (Conradson)			9,2	31,4

Cercetarea caracteristicilor gudronului a scos în evidenţă faptul că proprietăţile acestuia se deosebesc de ale păcurii, apropiindu-se de cele ale amestecurilor coloidale, combustibili lichid greu + praf de cărbune. Astfel, gudronul are o viscozitate ridicată, care se micşorează cu încălzirea: pînă la 35—40°C gudronul este congelat, poate fi pompat la cca 80°C, însă pentru o bună pulverizare trebuie să fie preîncălzit sub presiune, la temperaturi între 95 şi 115°C.

Gudronul conţine cantităţi destul de mari de carbon sub formă de particule fine în suspensie, ceea ce, împreună cu tendinţa de cocsare pe duzele de injecţie sub influenţa temperaturii, poate duce la înfundarea acestora; ca urmare, a apărut necesitatea purjării continue cu abur a duzelor de injecţie. Suspensiile de praf de cărbune din gudron îi conferă caracteristici erozive; spre deosebire de păcură, aceasta nu are proprietăţi lubrifiante, ceea ce ridică probleme de construcţie şi exploatare la pompele de presiune pentru gudron.

Punctul de congelare ridicat, viscozitatea mare şi conţinutul ridicat de suspensii impun ca toate conductele de transport să fie prevăzute cu conducte de abur de însoţire şi cu posibilităţi de suflare cu abur. Rezervoarele de stocare şi recipientele trebuie să aibă serpentine cu abur pentru preîncălzirea gudronului şi să fie posibile decantarea şi eliminarea depunerilor. La proiectarea instalaţiilor, inclusiv de A.M.C., trebuie să se ţină seamă că densitatea gudronului este mai mare decît a apei.

Caracteristicile de pulverizare şi ardere ale gudronului au fost cercetate pe un stand experimental, în condiţii gazo-termodinamice similare acelora de la gurile de vînt ale furnalelor de 1000 m³, rezultînd următoarele :

— pentru a se putea realiza arderea în limitele zonei oxidante din faţa gurilor de vînt, trebuie ca injectoarele să asigure o bună pulverizare, astfel încît diametrul mediu al particulelor norului de picături să fie sub 80 μm ;

— distanţa optimă între capul de injecţie şi secţiunea de ieşire a aerului din gura de vînt este de 570 mm, pentru dimensiunile duzelor şi ale gurilor de vînt de la racordurile de aer cald ale furnalelor de 1000 m³ de la C.S.H.

Consideraţii tehnologice

Utilizarea gudronului brut la furnalele de 1000 m³ de la C.S.H. a fost studiată în ipoteza injectării cu abur, admiţîndu-se pentru început un consum de 0,4 kg abur /kg gudron. Au fost luate în considerare mai multe variante în ceea ce priveşte conţinutul de apă al gudronului brut (între 5 şi 20%), precum şi asupra folosirii acestuia singur sau împreună cu gazul metan în diferite proporţii.

Pe baza compoziţiei medii a gudronului şi a ipotezelor admise în ceea ce priveşte conţinutul de diferiţi compuşi chimici care disociază, în condiţiile compensării efectelor termice ale disocierilor şi menţinerii temperaturii teoretice din zona de ardere prin creşterea corespunzătoare a temperaturii şi conţinutului de oxigen al aerului, au fost calculate valorile raporturilor de înlocuire a cocsului prin gudron şi gaz metan. În aceste calcule au fost utilizate datele din bilanţurile de materiale şi termice ale unui furnal de 1000 m³, pe perioade reprezentative din anul 1984.

Au rezultat următoarele valori ale raporturilor de înlocuire :

— pentru gudronul anhidru (insuflat cu abur) ... 95 kg cocs/kg gudron ;

— pentru gazul metan ... 1,01 kg cocs/Nm³ CH_4.

Pentru diferite conţinuturi de apă în gudronul brut, admise în intervalul 5—20%, valorile raporturilor de înlocuire se micşorează astfel :

— gudron cu 5% apă ... 0,87 kg cocs/kg gudron ;

— gudron cu 10% apă ... 0,79 kg cocs/kg gudron ;

— gudron cu 15% apă .. 0,70 kg cocs/kg gudron ;

— gudron cu 20% apă ... 0,62 kg cocs/ gudron.

Valoarea raportului de înlocuire a cocsului prin gudron (J_g^c = kg cocs/kg gudron) se poate calcula cu suficientă exactitate în funcţie de consumul de abur pentru injecţie (A = kg abur/ t gudron) şi de conţinutul de apă al gudronului (W = % apă), cu ajutorul expresiei (1) de mai jos, utilizabilă pentru furnalele de 1000 m³ de la C.S.H.

$$J_g^c = 1{,}18447 - 0{,}01913\,W - 0{,}000577\,A + 0{,}0000057\,A \cdot W \qquad (1)$$

Avînd în vedere că una din principalele condiţii de asigurare a funcţionării corecte a furnalului, atunci cînd adaosurile de combustibili auxiliari variază, este menţinerea constantă a temperaturii teoretice de ardere în zona oxidantă din faţa gurilor de vînt, a fost stabilită o relaţie lineară care permite calcularea rapidă a acestei temperaturi, în funcţie de factorii de care depinde, în condiţiile furnalului analizat.

S-a pornit de la datele de funcţionare normală a furnalului (consumul total de cocs echivalent — cocs tehnic + gaz metan — în medie 595 kg/t ; carbon consumat pînă la zona de ardere 152,5 kg/t), pe baza cărora au fost calculate bilanţul carbonului şi bilanţul termic, iar temperatura teoretică din zona de ardere a fost determinată după relaţia Efimenko folosită şi în lucrări anterioare [6].

Variabilele şi domeniul de valori luate în calcul au fost următoarele :

G : în kg gudron/kg C (cocs—gdv) ... între 0,0 şi 0,45 cu pasul 0,15 ;

M : în Nm³ CH_4/kg C (cocs—gdv) ... între 0,0 şi 0,45 cu pasul 0,15 ;

O_2 : în $\%O_2$ (în aerul suflat) ... între 22 şi 28 cu pasul 2 ;

T : în °C (temperatura aerului) ... între 1 050 şi 1 200 cu pasul 50 ;

W : în % (apă în gudron) ... între 5 şi 15 cu pasul 5 ;

A : în kg abur/t gudron ... între 300 şi 400 cu pasul 100.

Rezultatele obţinute, după eliminarea cazurilor pentru care temperaturile teoretice de ardere se aflau în afara limitelor acceptabile, au fost analizate statistic, grupate pe domenii de variaţie ale variabilelor şi a fost obţinută pe calculator relaţia lineară (2) care dă valoarea temperaturii teoretice de ardere $t_{(t)}$ în funcţie de variabilele arătate mai sus :

$$T_{(t)} = 466{,}45\,G - 35{,}64\,W + 3{,}39\,A - 360{,}373\,M + 18{,}49\,O_2 + 0{,}643\,T \qquad (2)$$

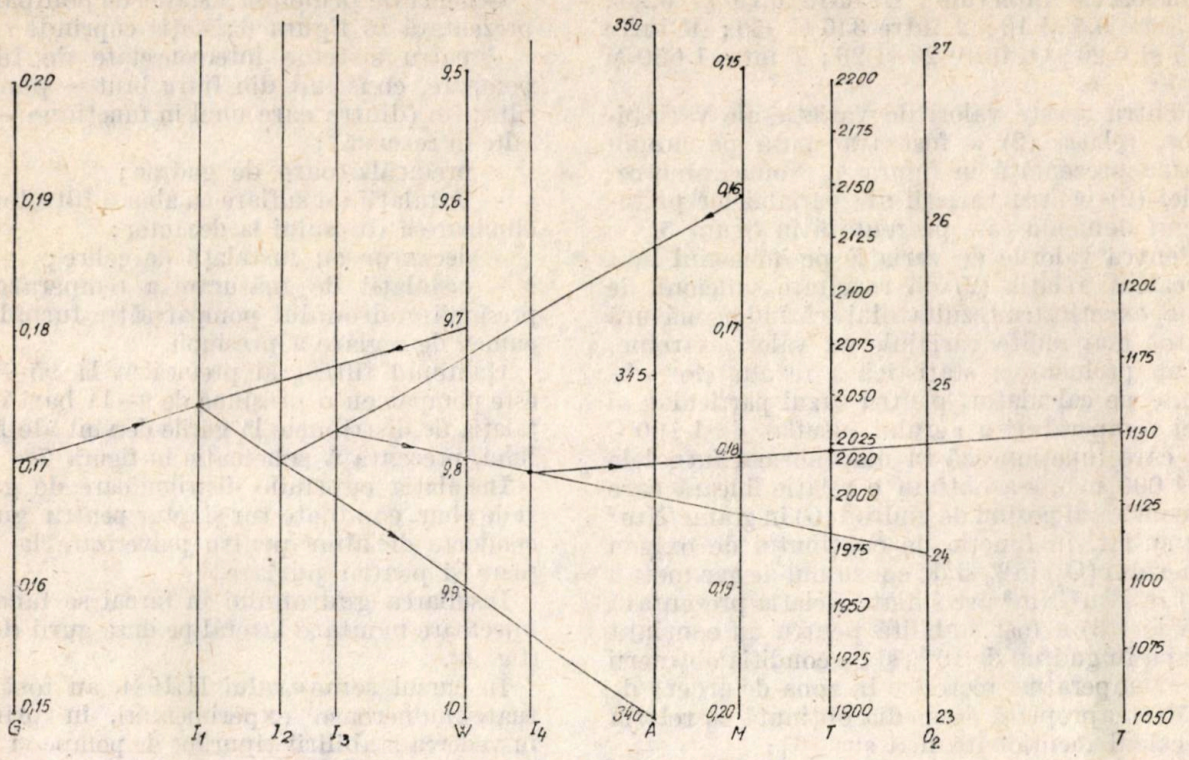


Fig. 4. Nomograma relației :
$T_{ta} = 466{,}453\,G - 35{,}64\,W + 3{,}393\,A - 360{,}37\,M + 18{,}49\,O_2 + 0{,}643\,T$

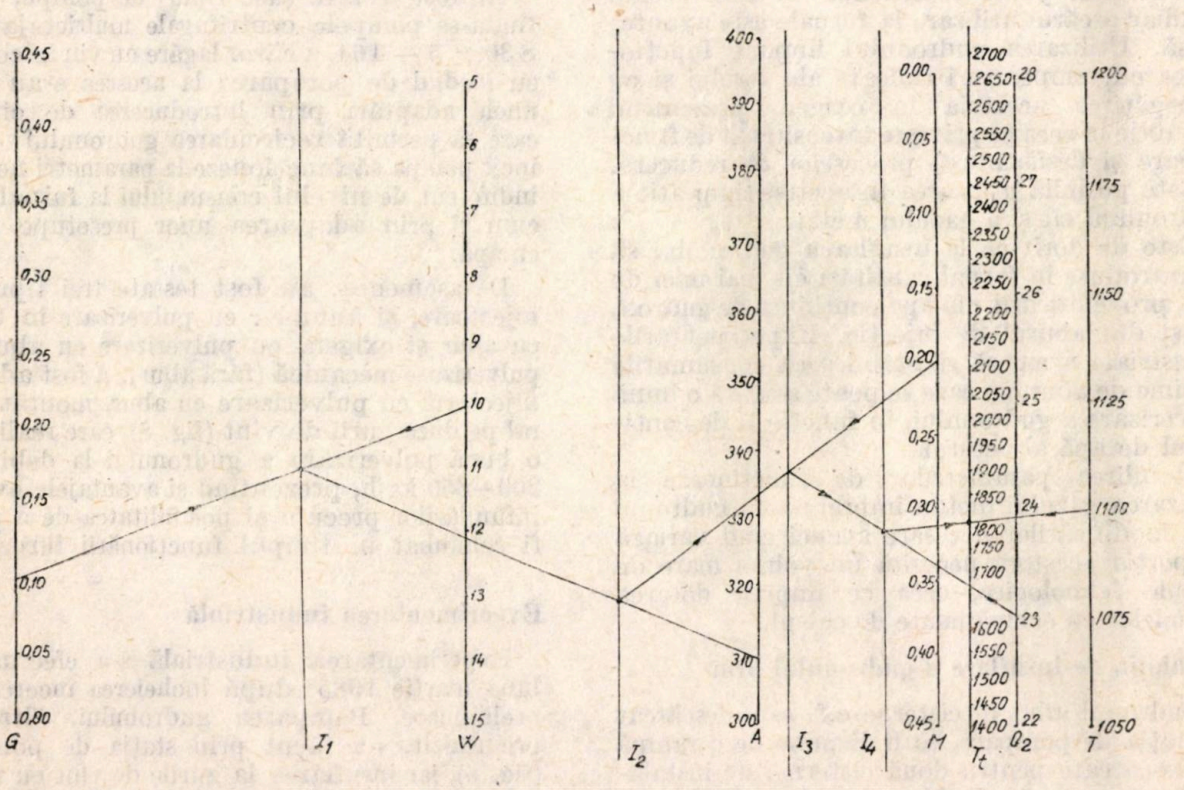


Fig. 5. Nomograma relației (fig. 4), pentru întregul domeniu de variație luat în calcule

Această relaţie statistică dă rezultate foarte bune pentru valori ale variabilelor cuprinse în următoarele intervale : G între 0,16 şi 0,20 ; W între 9,5 şi 10 ; A între 340 şi 350 ; M între 0,15 şi 0,20 ; O_2 între 23 şi 26 ; T între 1 050 şi 1 150.

Pentru aceste valori de variaţie ale variabilelor, relaţia (2) a fost transpusă pe nomograma prezentată în figura 4. Nomograma relaţiei (2) pentru variaţii ale variabilelor pe întregul domeniu este prezentată în figura 5.

Pentru valorile de variaţie pe domeniul luat în calcul, relaţia (2) dă rezultate suficient de bune, exactitatea rezultatului scăzînd pe măsură ce tot mai multe variabile au valori extreme.

Din prelucrarea statistică a rezultatelor obţinute pe calculator, pentru cazul particular al unei temperaturi a aerului insuflat de 1 100°C (cu care funcţionează în mod normal furnalele de 1 000 m³), s-a obţinut o relaţie lineară care dă consumul posibil de gudron (G) în grame/Nm³ aer suflat, în funcţie de conţinutul de oxigen al aerului (O_2) în % şi de consumul de gaz metan (M) în Nm³/Nm³ aer suflat. Relaţia prezentată mai jos (3) a fost stabilită pentru un conţinut de apă în gudron de 10 % şi cu condiţia obţinerii unei temperaturi teoretice în zona de ardere de 1 850°C, apropiată de media obţinută cu relaţia de calcul menţionată mai sus [6] :

$$G = 154{,}06976\ M - 0{,}51965\ O_2 + 26{,}73276 \quad (3)$$

Studiile teoretice efectuate au arătat că gudronul brut poate reprezenta un combustibil auxiliar a cărui utilizare la furnale este avantajoasă. Utilizarea gudronului impune funcţionarea cu temperaturi ridicate ale aerului şi cu îmbogăţirea acestuia în oxigen, prezentînd avantaje în ceea ce priveşte intensitatea de funcţionare şi desfăşurarea proceselor de reducere.

Este posibilă utilizarea în acelaşi timp atît a gudronului cît şi a gazului metan.

Este de dorit ca la insuflarea gudronului să fie introduse în furnal cantităţi cît mai mici de apă, provenite atît din apa conţinută de gudron, cît şi din aburul de injecţie. Experimentările industriale urmează să stabilească consumurile minime de abur, cu care se poate asigura o bună pulverizare a gudronului, în funcţie şi de conţinutul de apă al acestuia.

Stabilirea parametrilor de funcţionare la utilizarea gazului metan împreună cu gudronul şi a modificărilor necesare atunci cînd variază proporţia acestora necesită un volum mare de calcule tehnologice, ceea ce impune dotarea furnalelor cu echipamente de calcul.

Instalaţia de insuflare a gudronului brut

Gudronul adus în cisterne c.f. este descărcat la staţia de pompare, care dispune de o rampă de descărcare pentru două cisterne, de instalaţii de abur pentru încălzirea gudronului în cisternă, de un filtru grosier şi un rezervor subteran de stocare de 250 m³.

Schema de principiu a staţiei de pompare este prezentată în figura 6 ; staţia cuprinde :

— patru sisteme interconectate de filtrare-pompare, constînd din filtru brut — pompă — filtru fin (dintre care unul în funcţiune — celelalte în rezervă) ;

— preîncălzitoare de gudron ;

— instalaţii de suflare cu abur a filtrelor şi de eliminare a drenului la decantor ;

— decantor cu instalaţii de golire ;

— instalaţii de măsurare a temperaturii şi presiunii gudronului pompat către furnal, precum şi de reglare a presiunii.

Gudronul filtrat şi preîncălzit la 95—115°C este pompat cu o presiune de 9—11 bari în instalaţia de distribuţie la gurile de vînt ale furnalului, prezentată schematic în figura 7.

Instalaţia cuprinde distribuitoare de gudron şi de abur, conducte tur şi retur pentru gudron, conducte de abur pentru pulverizare la injectoare şi pentru purjare.

Insuflarea gudronului în furnal se face prin injectoare montate lateral pe duza gurii de vînt (fig. 8).

În cursul semestrului II/1984, au fost efectuate numeroase experimentări, în principal în vederea stabilirii tipurilor de pompe şi injectoare, convenabile pentru instalaţia industrială. Pentru aceste experimentări de scurtă durată, s-a amenajat o staţie provizorie de pompare amplasată în imediata apropiere a furnalului.

Au fost testate şase tipuri de pompe, adoptîndu-se pompele centrifugale multietajate tip S 30 × 5 — 164, a căror lagăre nu vin în contact cu mediul de pompare ; la acestea s-au făcut unele adaptări prin introducerea de circuite care să permită recircularea gudronului astfel încît pompa să funcţioneze la parametri normali indiferent de nivelul consumului la furnal, precum şi prin adaptarea unor presetupe răcite cu apă.

De asemenea, au fost testate trei tipuri de injectoare, şi anume : cu pulverizare în trepte cu abur şi oxigen, cu pulverizare cu abur, cu pulverizare mecanică (fără abur). A fost adoptat injectorul cu pulverizare cu abur, montat lateral pe duza gurii de vînt (fig. 8), care realizează o bună pulverizare a gudronului la debite de 200—350 kg/h, prezentînd şi avantajele evitării înfundărilor precum şi posibilitatea de a putea fi schimbat în timpul funcţionării furnalului.

Experimentarea industrială

Experimentarea industrială s-a efectuat în luna martie 1985, după încheierea încercărilor preliminare. Pomparea gudronului, filtrat şi preîncălzit, s-a făcut prin staţia de pompare (fig. 6), iar insuflarea la gurile de vînt cu injectoarele (fig. 8).

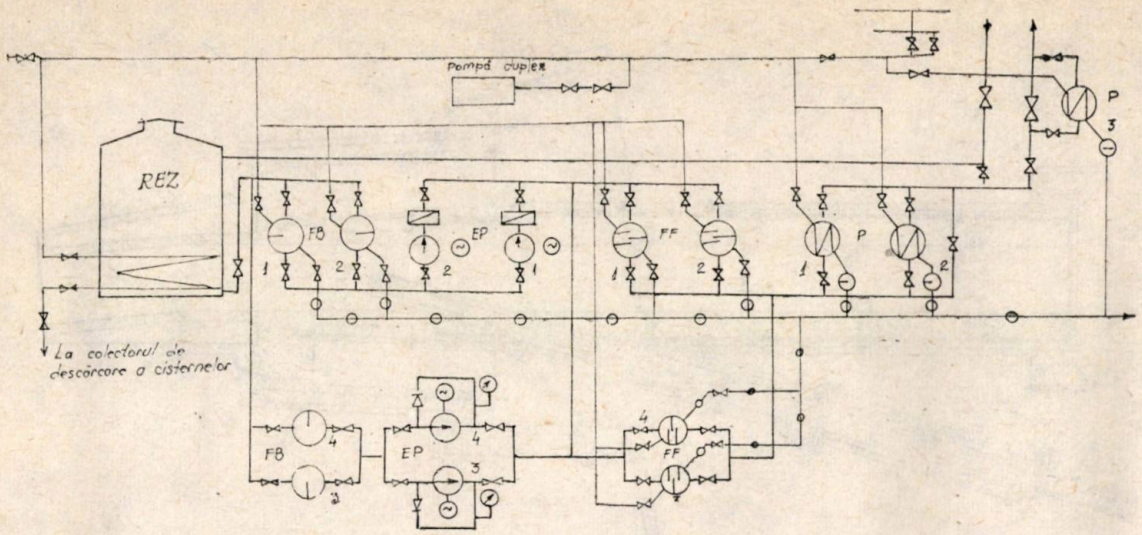


Fig. 6. Schema staţiei de pompare a gudronului

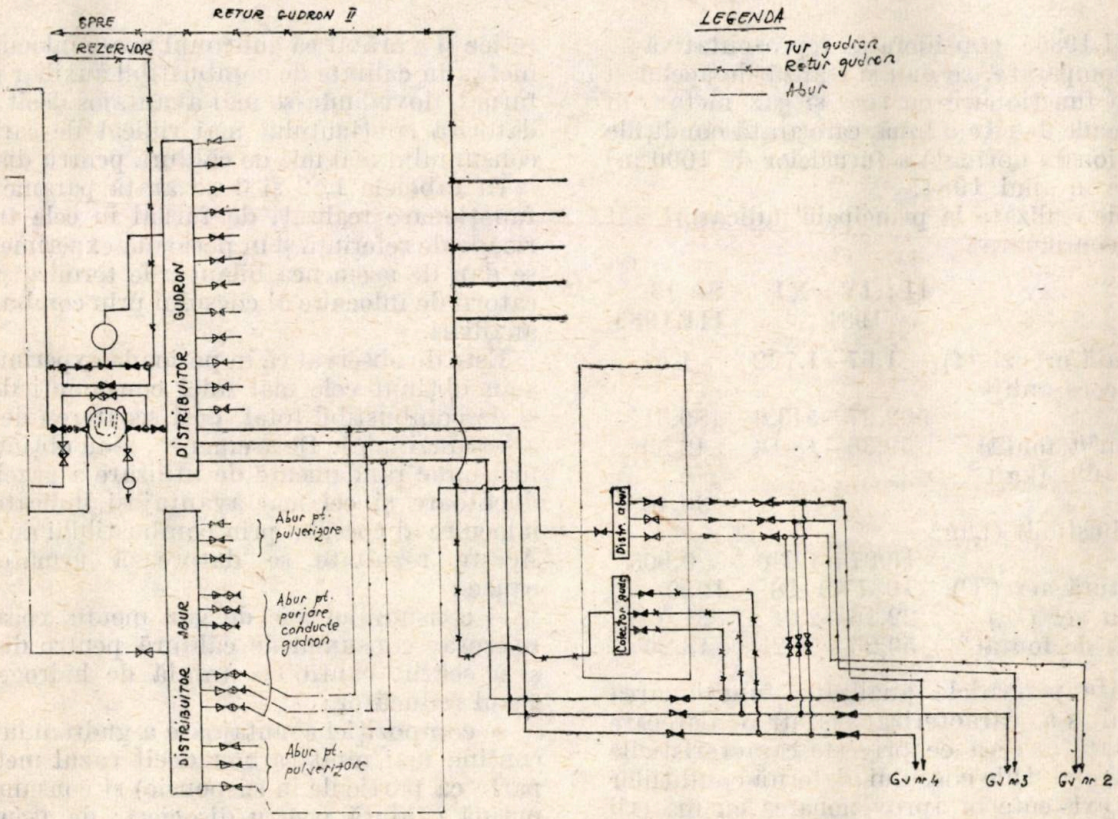


Fig. 7. Schema instalaţiei de distribuţie a gudronului la gurile de vînt ale furnalului

Insuflarea gudronului s-a efectuat prin nouă guri de vînt (din totalul de 20), cu un debit mediu orar pe gura de vînt de 250 kg. S-a continuat insuflarea gazului metan prin toate gurile de vînt, cu un debit orar micşorat aproximativ la jumătate faţă de condiţiile obişnuite de funcţionare.

Gudronul a fost injectat preîncălzit la 100—105°C, cu presiunea de 8,5—9,0 bari. Aburul de pulverizare avea presiunea de 12—14 bari şi temperatura de 280—300°C. S-a lucrat cu un gudron bine decantat, cu 3,6% apă, iar consumul de abur pentru pulverizare a putut fi micşorat la cca 160 kg/t gudron.

Consumurile specifice medii de combustibili auxiliari realizate au fost următoarele:

— gudron (anhidru) ... 30,40 kg/t;
— gaz metan ... 42,50 Nm^3/t.

Indicatorii de funcţionare experimentală ai furnalului au fost calculaţi pentru perioada

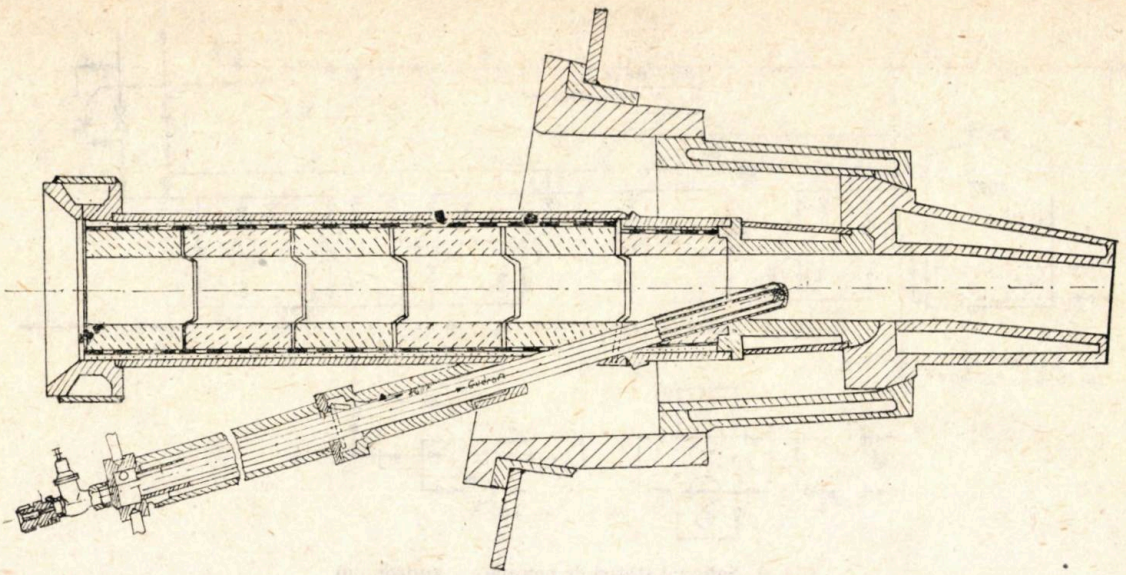


Fig. 8. Injector de gudron cu pulverizare cu abur, montat lateral pe duza racordului de aer cald

9—13.III.1985, considerată reprezentativă; pentru comparare, se dau și realizările aceluiași furnal la funcționare cu cocs și gaz metan, în trei perioade de cîte o lună, care arată condițiile de funcționare normală a furnalelor de 1000 m³ existente în anul 1984.

Valorile realizate la principalii indicatori sînt date în continuare :

	II; IV; XI 1984	9—13. III.1985
I_u (t fontă/m³ · zi ef)	1,67—1,722	1,61
K_t (kg cocs anh/t fontă)	502,27—543,9	489,31
CH_4 (Nm³/t fontă)	59,36—88,16	42,50
gudron anh. (kg/t fontă)	—	30,40
I_a (combustibil) (t/m³ zi ef)	1,007—1,030	0,905
temperatură aer (°C)	1037—1118	1050
oxigen în aer (%)	22,16—23,4	21,0
scoaterea de fontă(%)	50,25—52,25	48,20

În toate perioadele analizate, funcționarea furnalului s-a caracterizat printr-o oarecare instabilitate în ceea ce privește caracteristicile aglomeratului și ale cocsului, datorită condițiilor generale existente în aprovizionarea cu materii prime. Dintre perioadele de referință în care s-a lucrat cu cocs și gaz metan, cele mai bune consumuri de combustibili au fost realizate în aprilie 1984 (502,27 kg cocs și 88,16 Nm³ CH_4), în condițiile unei scoateri de fontă din încărcătură de 51,37% și al insuflării aerului cu 1 118°C și 23,4% O_2. În luna noiembrie 1984, consumul de cocs a crescut datorită micșorării adaosului de gaz metan la furnale, în urma dirijării acestuia la alți consumatori.

Perioada experimentală de funcționare cu gudron și gaz metan a confirmat premizele teoretice și a arătat că gudronul poate înlocui gazul metan în calitate de combustibil auxiliar pentru furnal, dovedindu-se mai avantajos decît acesta datorită conținutului mai ridicat de carbon și consumului mai mic de căldură pentru disocieri.

În tabelele 1, 2 și 3 se arată parametrii de funcționare realizați de furnal în cele trei perioade de referință și în perioada experimentală; se dau de asemenea bilanțurile termice și indicatorii de înlocuire ai cocsului prin combustibilii auxiliari.

Este de observat că în perioada experimentală s-au obținut cele mai mici consumuri de cocs și de combustibil total, deși scoaterea de fontă a fost mai mică. De asemenea, s-au obținut cele mai bune randamente de utilizare a gazelor reducătoare și cei mai avantajoși indicatori de înlocuire ai cocsului prin combustibilii auxiliari. Aceste rezultate se datorează următoarelor cauze :

— consumului mic de gaz metan, ceea ce a micșorat consumul de căldură pentru disocieri și a scăzut cantitatea totală de hidrogen din gazul reducător;

— compoziției avantajoase a gudronului, care conține mai mult carbon decît cazul metan (o parte ca particule în suspensie) și consumă mai puțină căldură pentru disocieri; de asemenea, gudronul utilizat la experimentări a avut un conținut mic de apă (3,6%);

— bunei pulverizări a gudronului la injectare, poziției corecte a injectoarelor și consumului relativ mic de abur pentru pulverizare;

— creșterii randamentului de utilizare a hidrogenului în procesele de reducere indirectă, fenomen care se constată întotdeauna la micșorarea cantității de hidrogen din gazul care străbate încărcătura;

— funcționării mai lente a furnalului, care a favorizat procesele de reducere indirectă.

Producţie şi consumuri specifice *Tabelul 1*

Indicatorul		februarie 1984	aprilie 1984	noiembrie 1984	9—13 martie 1985
Producţia, t/zi (calend.)		1694,46	1675,53	1632,8	1614,30
Opriri, h		10,33	19,50	14,3	—
I_u, t/m³.zi ef.		1,72	1,722	1,67	1,614
I_a (cocs), t cocs anh/m³. zi ef.		0,898	0,865	0,908	0,788
I_a(comb), comb. total/m³. zi ef.		1,030	1,017	1,007	0,905
K_t, kg cocs anh./t fontă		522,3	502,27	543,90	489,31
CH_4, Nm³/t fontă		76,37	88,16	59,36	42,50
Gudron anh. kg/t fontă		—	—	—	30,40
Total combustibil/t fontă		598,67	590,43	603,26	562,21
Încărcătura, kg/t	aglomerat	1652,5	1738,0	1743,6	1771,2
	pelete	246,4	194,6	236,1	296,4
	min. Krigoi Rog	2,2	11,4	6,6	4,9
	calcar	12,8	2,7	3,8	2,3
	Total	1913,9	1946,7	1990,1	2074,8
Scoatere (brută) de fontă, %		52,25	51,37	50,25	48,20
Compoziţia fontei, %	Si	0,90	0,83	0,89	0,72
	Mn	0,75	0,94	0,75	0,87
	S	0,03	0,03	0,04	0,03
Zgură, kg/t		544,0	534,6	604,3	637,2

Regimul de suflare *Tabelul 2*

Indicatorul		februarie 1984	aprilie 1984	noiembrie 1984	9—13.III 1985
Debitul aerului umed (1% H_2O)	Nm³/h (măsurat)	118 000	114 000	112 600	107 700
	Nm³/h (calculat)	99 260	92 200	97 750	93 660
	Nm³/t (calculat)	1 385	1 313	1 408	1 392,4
Debitul CH_4 (insuflat)	Nm³/h	5 470	6 325	4 120	2 860
	Nm³/t	76,37	88,16	59,36	42,50
Gudron (insuflat)	cu 3,6% H_2O (kg/t)	—	—	—	31,53
	anhidru (kg/t)	—	—	—	30,40
Abur la injectoare	kg/t gudron brut	—	—	—	5,04
	kg/t fontă	—	—	—	159,84
	grame/Nm³ aer umed	—	—	—	
CH_4/aer umed (calculat), %		5,51	6,75	4,21	3,05
gr. gudron anh./Nm³ aer umed		—	—	—	21,83
O_2 în aer, %		22,8	23,4	22,16	21,0
temperatură aer, °C		1 105	1 118	1 036	1 050
gazul de furnal	Nm³ (calculat)/t fontă	2 008	1 939	2 002	1948,86
	temperatură, °C	300	200	200	178
	$\frac{CO_2}{CO + CO_2}$, %	39,34	40,31	40,16	43,81
	H_2, %	5,6	6,68	4,42	3,83
$\Delta p = P_a - P_g$, atm		0,95	0,90	1,0	1,02

Bilanţul termic al procesului din furnal *Tabelul 3*

Indicatorul		februarie 1984	aprilie 1984	noiembrie 1984	9—13.III 1985
Căldură intrată, 10^3 kcal/t	arderea C în CO şi CO_2	2 011,89	1 986,00	2 017,60	2 001,06
	căldura aerului	512,21	491,40	487,27	489,31
	oxidarea H	130,74	143,16	105,22	113,25
	zgurificare	0,68	0,66	0,69	0,77
	Total	2 655,52	2 621,22	2 610,78	2 604,39
Consumuri de căldură, 10^3 kcal/t	disocierea oxizilor	1 616,53	1 681,89	1 662,38	1 674,17
	evaporarea apei	26,06	24,90	22,94	20,96
	disocierea calcarului	5,27	1,14	1,57	0,93
	disocierea H_2O	36,14	33,89	36,14	58,97
	disocierea CH_4 ş.a.	62,24	71,85	48,38	45,14
	căldura fontei şi zgurei	506,48	502,54	531,81	545,62
	căldura gazului	210,68	134,94	137,65	119,31
	răcire şi erori	192,12	170,07	169,91	139,29
	Total	2 655,52	2 621,22	2 610,78	2 604,39
Temperatura teoretică de ardere (după Efimenko), °C		1 870°	1 847°	1 857°	1 804°
Indicatorii de înlocuire ai cocsului prin combustibili auxiliari*	A: kg cocs/Nm³ CH_4	1,05	1,029	1,095	1,15
	A: kg cocs/kg gudr, (anh.)	—	—	—	1,27
	B: kg cocs/Nm³ CH_4	0,85	0,82	0,88	0,94
	B: kg cocs/kg gudron (anh.)	—	—	—	1,06

* A = căldura pentru disocierea combustibilului auxiliar asigurată prin preîncălzirea aerului
B = căldura pentru disocierea combustibilului auxiliar, asigurată în contul acestuia.

Concluzii

Prima experimentare industrială de insuflare a gudronului la un furnal de 1000 m³, deşi de durată scurtă, a confirmat concluziile teoretice, demonstrînd practic că gudronul de huilă brut poate fi utilizat drept combustibil auxiliar, cu efecte tehnologice mai avantajoase decît ale gazului metan.

Rezultatele obţinute corespund acelora publicate în Japonia, unde în prezent se consumă cele mai mari cantităţi de gudron la furnale [7], [8], [14].

Pentru furnale, gudronul poate fi considerat un combustibil auxiliar de rezervă, utilizabil singur sau împreună cu gazul metan, în funcţie de disponibilităţi. În felul acesta, indiferent de eventualele fluctuaţii în alimentarea cu gaz metan, furnalele vor putea funcţiona cu productivitatea normală, cu menţinerea temperaturii înalte şi a îmbogăţirii în oxigen a aerului suflat. Din experienţa de pînă acum şi din informaţiile din literatura tehnică, se consideră indicată insuflarea a 30—50 kg gudron/t fontă.

Instalaţia de insuflare a gudronului la gurile de vînt realizată la C.S.H., pe baza experimentărilor efectuate în 1984/85, a dat satisfacţie dovedindu-se sigură în exploatare, asigurînd buna pulverizare a gudronului şi posibilitatea de variaţie a debitelor în limite largi. În funcţie de necesităţi, ea poate fi extinsă şi la alte furnale.

Evaluarea eficienţei economice a folosirii gudronului la furnale ar trebui bazată pe rezultatele unei funcţionări continue şi îndelungate a furnalului cu gudron şi gaz metan. Pentru o apreciere sumară poate însă servi raportul preţurilor la cocs, gaz metan şi gudron, cuprinzînd şi cheltuielile de manipulare, respectiv injectare pînă la introducerea în furnal, care în prezent este de 100/61/53 (♀).

BIBLIOGRAFIE

[1] Winzer, G. şi Reichenstein, E. *Entwiklung der Hochofentechnik*, În: Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 13—14, 1981.

[2] Izawa T. *Recent Operation and Life of Blast Furnace.* În: Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 6, 1984.

[3] Thirieu, C., Jusseau, N. şi Bouget, J. *Marche tout coke aux hauts fourneaux de Solmer.* În: Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 11, 1981.

[4] Peters, K., Heynert, G. şi Flächsenhaar, E. *Entwicklung der Hochofentechnik bei der Thyssen AG und ihr Einfluss auf den Brennstoffverbrauch seit dem Jahre 1950.* În: Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 21, 1982.

[5] Dobrovici, D., Soit, I., Hătărăscu, O., Alexandrescu, A. şi Banu, S. *Intensificarea proceselor din furnale.* Ed. Tehnică, Bucureşti, 1983.

[6] Dobrovici, D., Zamfirescu, D. Jura, M. şi Oprişş, P. *Contribuţii la îmbunătăţirea utilizării la furnale a gazului metan şi a aerului îmbogăţit în oxigen.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 11, 1983.

[7] Yamazaki, S., Nakatani, F., Jano, T., Nakagawa, M. şi Kobyshi, S. *Oxygen Enrichment and Oil Injection inBlast Furnaces at Wakayma Steel Works.* În: Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 3, 1973.

[8] Yabe, S., Kojima, M., Yamamoto, Miyazaki, T., Shohi, Y. şi Kurashige, J. *Injection d'un melange charbon fuel au haut fourneau.* În: Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 4, 1983.

[9] Amancei, L. *Funcţionarea fără adaosuri de înlocuitori de cocs, ca o posibilitate de mărire a eficienţei economice a furnalelor.* Sesiunea ştiinţifică, ICEM, Bucureşti, sept. 1982.

[10] Kajikashima, S., Yamamoto, R., Kishimoto, S. şi Fukushima, T. *Low fuel rate operation at Fukuyama nr. 3 blast furnace — N.K.K.* În: Iron and Steelmaker, Anglia, nr. 9, 1983.

[11] Gudenau, H., Ariyama, T. şi Korthas, B. Yang, T. *Kohlenstaubeinblasen in den Hochofen.* În: Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 4, 1985.

[12] Yasuo, K. *Caracteristicile de bază ale gudronului şi ale prafului de cărbune.* În: Tetsu to Hagane, Japonia, nr. 4, 1983.

[13] Schmauch, H. *Einblasen von Steinkohlenteerpech in den Hochofen.* În: Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 15, 1971.

[14] * * * *Progress of the Iron and Steel Technology in Japan in the Past Decade.* În: Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 7, 1985.

[15] Nigo, S., Yamana, S., Aratani, F., Ichimiya, M., Kiguchi, M. Obata, H. şi Kurihara, J. *Reduction de la mise au mille de coke au haut fourneau par injection de fumées de chaudiere : la procédé E.G.I.* În: Revue de Métallurgie, nr.4, 1984.

[16] Seţuo T. şi Sego, T. *Prezent şi viitor în tehnologiile de insuflare a prafului de cărbune în furnal.* În: TEKKOKAI, nr 10, 1983.

Dr. ing. Fl. Gheorghiu
Institutul politehnic — Bucureşti

Aspecte generale şi specifice ale dimensionării termice a grătarelor preîncălzitoarelor de aer tip cauper

CZ : 669.162.4

Notaţii

Q	este cantitatea de căldură cedată grătarului, în faza de încălzire, J/perioadă ;
Q'	— cantitatea de căldură cedată aerului, în faza de suflare, J/perioadă ;
D	— debitul de gaze de ardere, Nm^3/s ;
D'	— debitul de aer, Nm^3/s ;
$\bar{c}$, $\bar{c}'$	— căldura specifică medie a gazelor de ardere, respectiv a aerului, $J/(Nm^3 \cdot grd)$;
$\bar{T}_0$, $\bar{T}_Y$	— temperatura medie, în timp, a gazelor de de ardere la intrarea în grătar, respectiv la evacuarea din grătar, K ;
T'_0, T'_Y	— temperatura medie, în timp, a aerului la intrarea în grătar, respectiv evacuarea din grătar, K ;
Z, Z'	— durata fazei de încălzire, respectiv suflare, s ;
P	— puterea calorică a combustibilului, J/Nm^3 ;
B	— debitul de combustibil, Nm^3/s ;
k	— coeficientul de transfer termic global, $W/(m^2 \cdot grd)$;
F	— suprafaţa totală de schimb termic a grătarului, m^2 ;
$\overline{\Delta T}_{med}$	— diferenţa medie logaritmică de temperatură, grd ;
α, α'	— coeficientul de transfer termic de suprafaţă în faza de încălzire, respectiv suflare, $W/(m^2 \cdot grd)$;
δ	— grosimea echivalentă a cărămizii grătarului, m ;
λ	— conductibilitatea termică a zidăriei grătarului, $W/(m \cdot grd)$;
α_c, α_{rd}	— coeficientul de transfer termic prin convecţie, respectiv prin radiaţie, în faza de încălzire, $W/(m^2 \cdot grd)$;
w, w'	— viteza de curgere a gazelor, respectiv a aerului, prin canalele grătarului, Nm^3/s ;
d	— diametrul echivalent al canalului, m ;
T	— temperatura medie, în timp, a zidăriei grătarului, K ;
$\bar{T}_m$, T'_m, $^*\bar{T}_m$	— temperaturi medii, în timp şi spaţiu, ale agenţilor termici participanţi la proces, K ;
Y	— înălţimea grătarului, m ;
A	— aria secţiunii transversale a grătarului, m^2 ;
A_g	— aria secţiunii transversale a golurilor, m^2 ;
φ	— porozitatea grătarului $\left(\varphi = \frac{A_g}{A}\right)$;
f	— suprafaţa specifică de schimb termic a grătarului, m^2/m^3 ;
ρ_m	— densitatea medie (ponderată) a zidăriei grătarului, kg/m^3 ;
z_m	— căldura specifică medie (ponderată) a zidăriei grătarului, $J/(kg \cdot grd)$;
ε	— gradul de utilizare a grătarului ;
r_0	— caracteristică termică ;
a	— difuzibilitatea termică a zidăriei grătarului $\left(a = \frac{\lambda}{\rho_m \cdot z_m}\right)$, m^2/s ;
N	— numărul de caupere aferente instalaţiei, buc.

Furnalul, agregat complex din punct de vedere funcţional şi constructiv, este caracterizat sub aspect termic de un intens schimb de căldură şi de masă, desfăşurat în condiţii de temperatură şi presiune ridicate, condiţii care asigură realizarea transformărilor de fază solid-lichid şi a reacţiilor caracteristice procesului de elaborare prin topire reducătoare.

Reducerea cheltuielilor aferente producerii metalelor brute în furnal reprezintă un deziderat major realizabil printr-o exploatare judicioasă a agregatului de bază şi a instalaţiilor anexe acestuia.

Aerul cald, insuflat prin gurile de vînt, este unul din principalii participanţi la proces, care prin parametrii săi — temperatura, presiunea, umiditatea şi conţinutul de oxigen — influenţează sensibil indicatorii tehnici şi economici ai furnalului.

Tendinţa actuală de mărire a volumului util al furnalului, determinată de creşterea producţiei de fontă în condiţiile realizării unui consum specific de cocs cît mai scăzut, a impus ridicarea substanţială a parametrilor instalaţiilor de preîncălzire a aerului (debit, presiune, temperatură), deci o restructurare calitativă şi cantitativă a componentelor acestor instalaţii.

În acest context, se consideră pe deplin justificate eforturile depuse în activitatea de cercetare, proiectare şi exploatare, pentru intensificarea schimbului termic în caupere şi a creşterii eficienţei instalaţiilor de preîncălzire a aerului pentru furnal, cadru în care încearcă să se înscrie şi problematica urmărită în prezenta lucrare.

Aspecte termice generale

În ansamblu, schimbul termic în cauper, pe durata unui ciclu funcţional — încălzire şi suflare — cu duratele respective Z şi Z', este determinat de relaţiile care stabilesc căldurile participante pentru fiecare fază a ciclului, după cum urmează :

— faza de încălzire

$$Q = D \cdot \bar{c} \cdot (\bar{T}_0 - \bar{T}_Y) \cdot Z \qquad (1)$$

$$Q = P \cdot B \cdot \eta_1 \cdot Z \qquad (2)$$

— faza de suflare

$$Q' = D' \cdot \bar{c}' \cdot (\bar{T}'_Y - \bar{T}'_0) \cdot Z' \qquad (3)$$

Bilanțul global al cauperului este exprimat de relația:

$$\eta_2 \cdot Q = Q' = k \cdot F \cdot \overline{\Delta T}_{med} \cdot (Z + Z') \quad (4)$$

în care:

$$k = \frac{1}{(Z + Z') \cdot [1/(\alpha \cdot Z) + 1/(\alpha' \cdot Z') + \\ + \delta/(6 - \lambda) \cdot (1/Z + 1/Z')]} \quad (5)$$

și

$$\overline{\Delta T}_{med} = \frac{(\bar{T}_0 - \bar{T}'_Y) - (T_Y - T'_Y)}{\ln \frac{\bar{T}_0 - \bar{T}'_Y}{\bar{T}_Y - \bar{T}'_0}} = \frac{\overline{\Delta T}_s - \overline{\Delta T}_i}{\ln \frac{\overline{\Delta T}_s}{\overline{\Delta T}_i}} \quad (6)$$

Termenul η_1 din relația 2 reprezintă cota pierderilor de căldură prin pereții puțului de combustie și cei ai cupolei, corespunzătoare fazei de încălzire, cotă situată valoric la 2—4% din căldura rezultată prin arderea combustibilului.

În mod similar, termenul η_2 inclus în relația (4) introduce în expresia bilanțului termic pierderile de căldură prin zidăria exterioară grătarului, valoarea acestora fiind de max. 3% din căldura primită de grătar în faza de încălzire.

În consecință, se poate aprecia $\eta_1 = 0{,}96-0{,}98$ și $\eta_2 = 0{,}97-0{,}975$, valori confirmate de rezultatele cercetărilor; în domeniu [1].

În faza de încălzire, transmisia căldurii de la gazele de ardere la grătar se realizează prin convecție și radiație simultan; în consecință:

$$\alpha = \alpha_c + \alpha_{rd}$$

Pentru determinarea coeficientului de transmitere a căldurii prin convecție, α_c, se propune utilizarea relațiilor lui Bohm [3], care în funcție de regimul de curgere al gazelor prin canale au expresiile:

— regim turbulent

$$\alpha_c = R \cdot 0{,}9 \cdot \bar{T}^{0,25} \cdot w^{0,8} \cdot d^{-0,33} \quad (7)$$

— regim laminar

$$\alpha = R \cdot (1{,}116 + 0{,}282 \cdot w \cdot d^{-0,4}) \cdot \bar{T}^{0,25} \quad (8)$$

În relațiile 7 și 8, R este coeficientul care introduce influența profilului interior al canalului, valorile respective fiind prezentate în figura 1 [3].

Coeficientul de transmitere a căldurii prin radiație se poate calcula cu relația determinată de Schack [5]

$$\alpha_{rd} = \frac{5{,}633 \cdot 10^{-7} \cdot [\%CO_2]^{0,4} \cdot d^{0,4} \cdot [\bar{T}^{3,2} - {}^*\bar{T}^{3,2}]}{[\bar{T} - {}^*\bar{T}]}, \quad (9)$$

care pentru domeniul uzual de valori ale diametrelor canalului ($d = 25-65$ mm) și pentru temperaturi cuprinse între 500 și 1 600°K conduce la rezultate comparabile cu cele obținute grafoanalitic de Paschkis și Schoefield [3], [5].

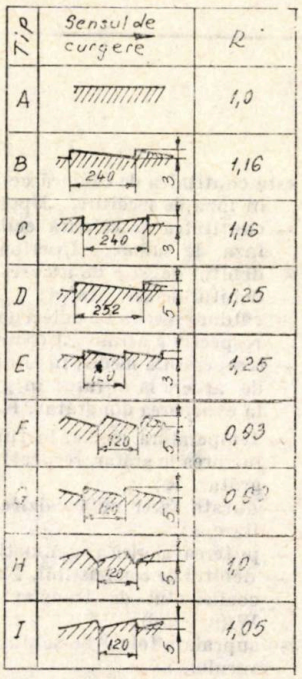


Fig. 1. Valorile coeficientului R pentru diverse profile ale canalelor grătarului

Pentru determinarea valorii coeficientului α_{rd} la un nivel oarecare „j" de temperatură, considerat pe înălțimea grătarului, acceptînd variația liniară a temperaturilor T și T' pe direcția de curgere, se poate aproxima în funcție de temperatura gazelor la nivelul respectiv

$$\bar{T}_j - {}^*\bar{T}_j = \frac{\bar{T}_j - \bar{T}'_j}{2} = \frac{\overline{\Delta T}_j}{2},$$

în care diferența dintre temperaturile gazelor de ardere și aerului la nivelul „j" se calculează cu relația (1)

$$\overline{\Delta T}_j = \overline{\Delta T}_i + \frac{\overline{\Delta T}_s - \overline{\Delta T}_i}{\bar{T}_0 - \bar{T}_Y} \cdot (\bar{T}_j - \bar{T}_Y) \quad (10)$$

Rezultă astfel, în funcție de $\bar{T}_j$, coeficientul de transmitere a căldurii prin radiație, la nivelul „j" al grătarului

$$\alpha_{rdj} = \frac{1{,}1266 \cdot 10^{-6} \cdot [\%CO_2]^{0,4} \cdot d^{0,4} \cdot [\bar{T}_j^{3,2} - \\ - 0{,}1088 \cdot (2 \cdot \bar{T}_j - \overline{\Delta T}_j)^{3,2}]}{\overline{\Delta T}_j} \quad (11)$$

În faza de suflare, coeficientul de schimb termic prin convecție se poate evalua valoric utilizînd relația 1

$$\alpha' = R \cdot 0{,}811 \cdot (\bar{T}')^{0,25} \cdot (w')^{0,8} \cdot d^{-0,33}, \quad (12)$$

aplicabilă în condițiile curgerii turbulente a aerului, o situație uzuală la caupere pentru această perioadă a ciclului funcțional.

Determinarea rapidă a regimului de curgere a agenților termici fluizi se poate realiza prin încadrarea într-unul din domeniile cuprinse în figura 2 [6].

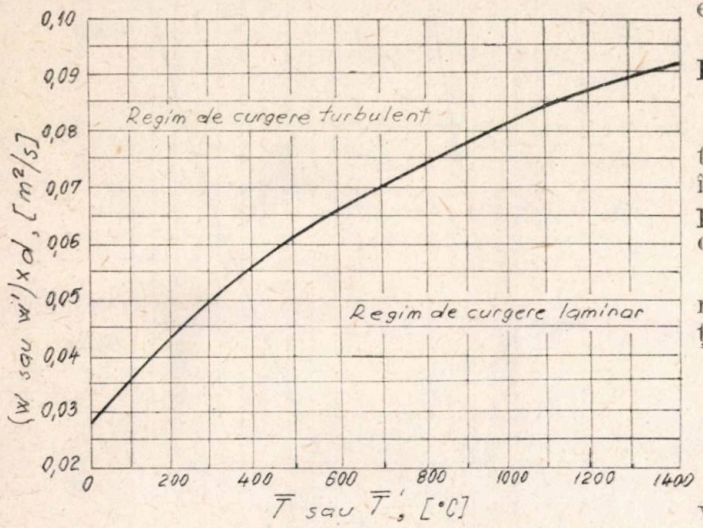


Fig. 2. Regimul de curgere — gaze și aer — în funcție de parametrii termici și dinamici ai acestora

Domeniile recomandabile ale vitezelor de curgere sînt 2—2,5 Nm³/s (gaze) și 2,5—3,5 Nm³/s (aer).

Viteza gazelor de ardere în puțul de combustie se încadrează uzual în limitele 4—4,5 Nm/s, la valori mai mari apărînd pericolul pulsațiilor sau majorarea nejustificată a consumurilor energetice pentru vehicularea gazelor.

Dimensionarea termică a grătarului

Prima etapă a dimensionării termice a grătarului constă în determinarea suprafeței de încălzire „F" utilizînd relația 4, în condițiile prestabilirii temperaturilor $\bar{T}_0$, $\bar{T}_Y$, $\bar{T}'_0$, $\bar{T}'_Y$ și a debitelor D' și D (cunoscute).

Coeficientul k se calculează pentru valorile medii ale temperaturilor agenților termici obținute din relațiile:

$$\bar{T}_m = \frac{\bar{T}_0 + \bar{T}_Y}{2}; \qquad \bar{T}'_m = \frac{\bar{T}'_0 + \bar{T}'_Y}{2};$$

$$*\bar{T}_m = [\bar{T}'_m + (N-1)\cdot \bar{T}_m]/N,$$

valori care stau la baza determinării coeficienților α, α' și a conductibilității termice a cărămizii grătarului λ.

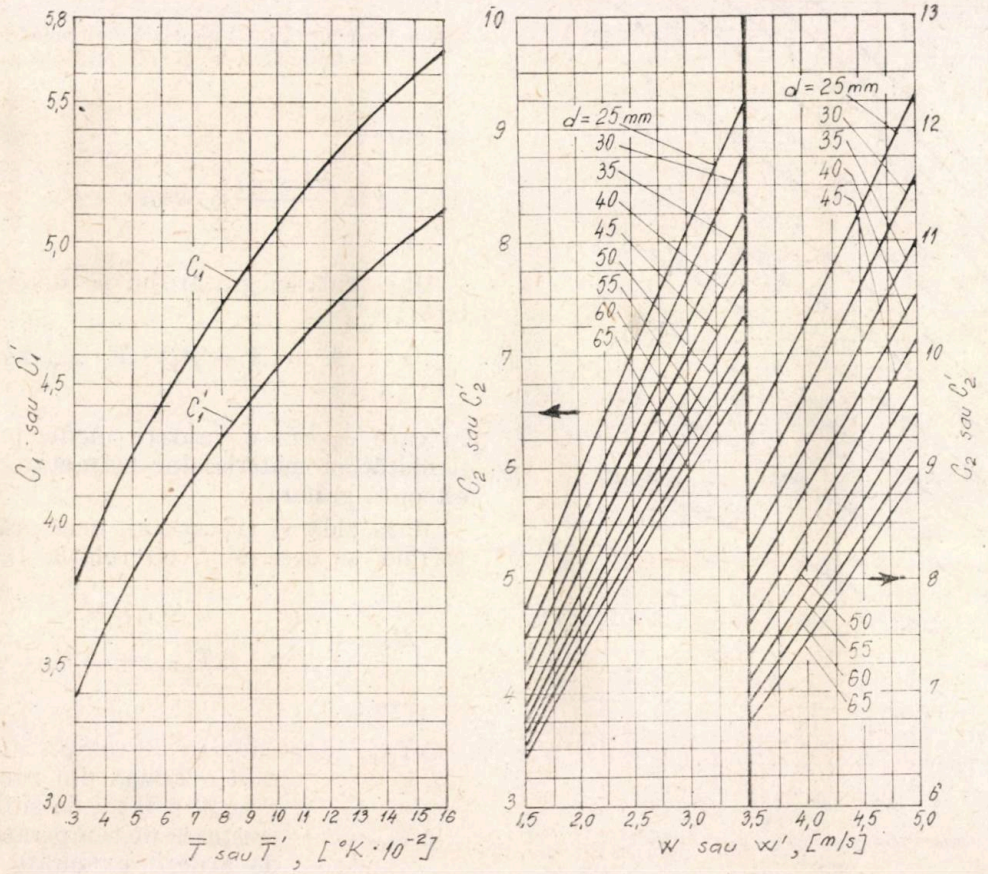


Fig. 3. Funcțiile C_1, C_2, C'_1 și C'_2 pentru calcularea coeficienților de transmitere a căldurii prin convecție (α_c și α')

Coeficienţii α_c, α_{rd} şi α' se pot calcula cu relaţiile prezentate mai sus, în condiţiile stabilirii vitezelor w şi w', ale cunoaşterii compoziţiei gazelor şi a caracteristicilor geometrice a tipului de cărămidă pentru grătar utilizată (δ, f, φ, d).

Determinarea rapidă a acestor coeficienţi se poate realiza grafoanalitic pe baza funcţiilor C_1, C_2, C_1', C_2', C_3, C_4 şi $^*C_4$ (fig. 3, 4, 5) cu relaţiile:

$$\alpha_c = R \cdot C_1 \cdot C_2; \quad \alpha' = R \cdot C_1' \cdot C_2';$$

$$\alpha_{rd} = \frac{C_4 - {}^*C_4}{\overline{T} - {}^*\overline{T}} \cdot C_3 \qquad (13-15)$$

Înălţimea grătarului rezultă din relaţia

$$Y = \frac{F}{A \cdot f},$$

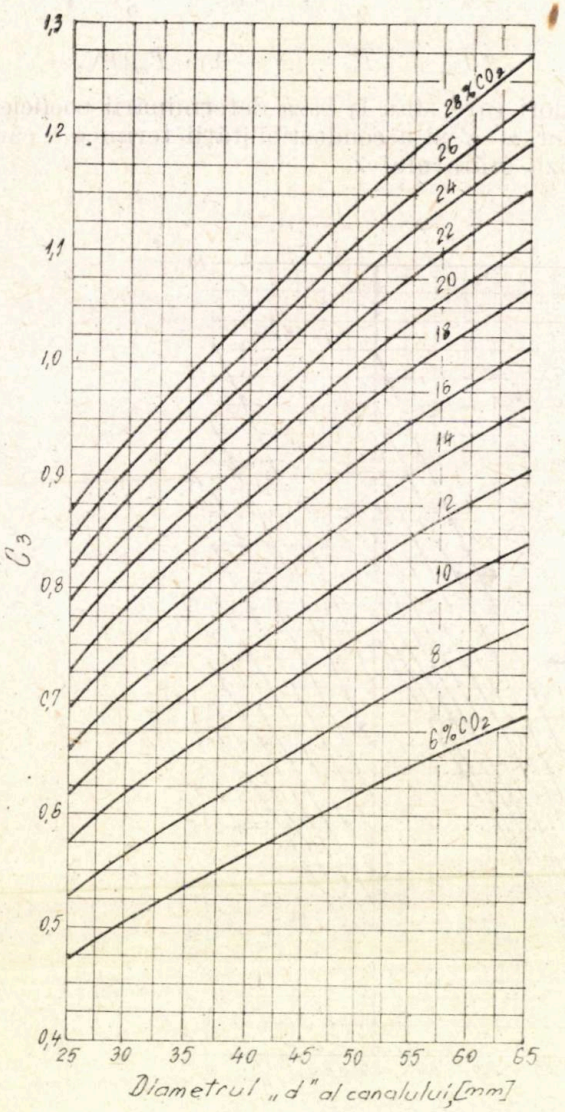


Fig. 4. Funcţia C_3 necesară determinării coeficientului de transmitere a căldurii prin radiaţie (α_{rd})

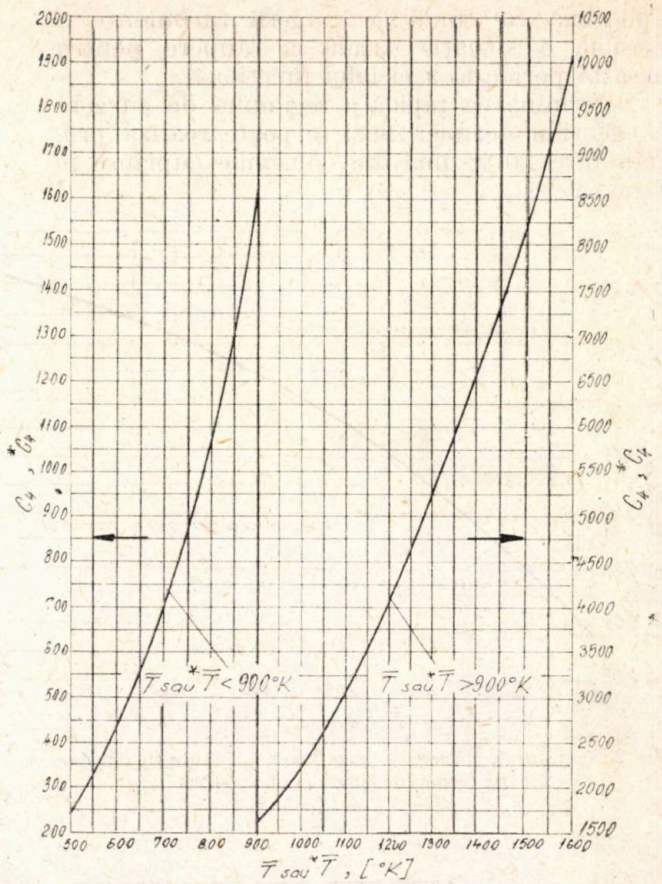


Fig. 5. Funcţiile C_4 şi C'_4 necesare determinării coeficientului de transmitere a căldurii prin radiaţie (α_{rd})

în care:

$$f = \frac{2(1-\varphi)}{\delta} \quad \text{sau} \quad f = \frac{4}{2 \cdot \delta + d}$$

Masa zidăriei grătarului se determină cu relaţia:

$$M = (A - A_g) \cdot Y \cdot \rho_m, \text{ kg} \qquad (16)$$

în care ρ_m este o valoare medie prestabilită a densităţilor materialelor refractare din care se execută grătarul.

Masa zidăriei grătarului, necesară sub aspect termic, se determină cu relaţia 1:

$$M_{nec} = \frac{Q'}{\gamma \cdot z_m} \cdot \frac{2 \cdot 10^{-3}}{\Delta T'_{s(Z)} + \Delta T_{i(Z)}}, \text{ kg.}, \qquad (17)$$

în care:

$\Delta T'_{s(Z)}$ este căderea de temperatură a aerului cald evacuat din cauper, pe durata Z' a fazei de suflare;

$\Delta T_{i(Z)}$ — creşterea de temperatură a gazelor de ardere evacuate din grătar, pe durata Z a fazei de încălzire;

γ — coeficient care introduce corecţia necesară datorită aprecierii variaţiei liniare a temperaturii zidăriei pe înălţimea grătarului ($\gamma = 1{,}6 - 2{,}0$).

Pentru determinarea valorii căderii de temperatură a aerului cald, pe durata fazei de suflare Z', se propune utilizarea relaţiei stabilite de Sanna [8]

$$\Delta T'_{s(Z')} \simeq 2{,}45 - 10^{-3} \cdot \left(\frac{D'}{A_g}\right)^{0,6} \cdot \frac{\overline{\Delta T_s}}{z_m \cdot \rho_m \cdot d^{0,2}} \cdot r_0^{2/3} \cdot Z' \qquad (18)$$

în care

$$\varepsilon = \frac{1}{1 + \frac{\delta^2}{12 \cdot a} \cdot \left(\frac{1}{Z} + \frac{1}{Z'}\right)} \quad \text{şi} \quad r_0 = \frac{\overline{T}' - \overline{T}'_0}{\overline{T}_0 - \overline{T}_Y}.$$

Creşterea de temperatură a gazelor de ardere, pe durata fazei de încălzire, se determină cu expresia

$$\Delta T_{i(Z)} = \frac{7200 \cdot k_i \cdot \overline{\Delta T_i}}{\delta \cdot z_m \cdot \rho_m \cdot \varepsilon \cdot \left[1 + \frac{k_m \cdot \overline{\Delta T_i}}{\alpha_i \cdot (T_0 - T_Y)}\right]}, \text{ grd.},$$

în care

k_i este coeficientul de transfer termic global pentru partea inferioară a grătarului, W/(m² · grd);

k_m — coeficientul de transfer termic global corespunzător nivelului termic al grătarului determinat de temperaturile $\overline{T}_m$, $\overline{T}'_m$ şi $^*\overline{T}_m$, W/(m² · grd);

α_i — coeficientul de transfer termic de suprafaţă pentru partea inferioară a grătarului, W/(m² · grd).

Capacitatea de acumulare a căldurii de către grătar este asigurată dacă se îndeplineşte, între masele grătarului calculate cu relaţiile (16) şi (17), condiţia:

$$M \geq M_{nec}.$$

Concluzii

Aspectele generale şi specifice ale dimensionării şi verificării termice a grătarelor cauperelor prezentate succint mai sus permit stabilirea următoarelor concluzii:

a) determinarea coeficienţilor termici de transmitere a căldurii prin convecţie sau radiaţie cu relaţiile prezentate permite obţinerea unor valori calculate apropiate de cele realizate practic în mod uzual la caupere;

b) utilizarea relaţiilor de calcul al coeficienţilor α_c, α_{rd} şi α dă posibilitatea simulării procesului termic din grătar, pe calculator numeric, fapt ce permite predeterminarea variaţiei, în timp şi pe înălţimea grătarului, a temperaturilor agenţilor termici participanţi la proces;

c) folosirea relaţiilor (13), 14), (15) dă posibilitatea determinării rapide a coeficienţilor α_c-α_{rd} şi α', aspect deosebit de util la dimensionarea sau verificarea termică a grătarului;

d) aprecierea cantitativă a schimbului termic din grătar, pe ciclu, are ca urmare estomparea unor aspecte calitative caracteristice fiecărei faze, fapt ce impune evaluarea procesului, în calculele de dimensionare sau verificare, pe fiecare fază a ciclului;

e) dimensionarea termică a grătarului cauperelor pe baza elementelor prezentate mai sus asigură o utilizare judicioasă a zidăriei sub aspect cantitativ şi calitativ, precum şi creşterea eficienţei termice a acestui agregat.

BIBLIOGRAFIE

[1] Hollstein, C. În: Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 1, 1980, p. 1—11.

[2] Bohm, H. În: Arch. fur das Eisenh, R.F.G., nr. 6, 1933, p. 423—431.

[3] Razelos, P. şi Paschkis, V. În: Iron and Steel Eng., S.U.A., nr. 8, 1968, p. 82—116.

[4] Schack, A., *Der industrielle Wärmübergang*, Stahl-Eisen Verlag, Düsseldorf, 1957.

[5] Schoefield, J., Butterfield, P. şi Young, P., În: J. of the Iron and Steel. Inst. Anglia, 199, nr. 8, 1961, p. 229—240.

[6] Heiligenstaedt, W. *Thermique appliquée aux fours industriels*, vol. 2, Ed. Dunod, Paris, 1971.

[7] Sanna, D. În: C.I.T., Franţa, nr. 10, 1969, p. 2227—2247.

Procedee moderne de desulfurare a fontei în afara furnalului

(Lucrare de sinteză)

Ing. Paulina Rozolimo, ing. Roşculeţ I.
Institutul de cercetări metalurgice

CZ: 669.094.517

Principalele procedee industriale de desulfurare sînt aplicate în cîteva tipuri de instalaţii mai importante, cum ar fi: instalaţii cu injecţie pneumatică; instalaţii cu agitatoare mecanice; instalaţii cu clopot sau evaporator, cu ajutorul cărora materialele desulfurante sînt imersate sub suprafaţa fontei.

Injecţia pneumatică a materialului desulfurant în fonta lichidă

Injecţia pneumatică a carburii de calciu. La uzina Bruckhausen a firmei August Thyssen Hütte din R.F.G. se desulfurează o cantitate de fontă de aproximativ 300 000 t fontă/lună în oale tip torpedo (fig. 1), într-o secţie special amenajată.

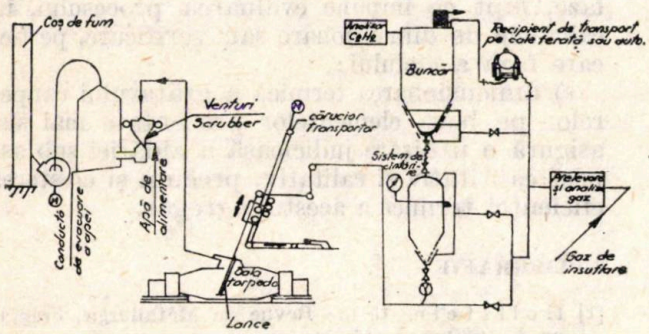


Fig. 1. Schema de principiu a instalaţiei de desulfurare a fontei de la Bruckhausen prin injecţie pneumatică a carburii de calciu

Secţia este formată din două posturi de desulfurare pentru două oale cu capacitatea de 265 t.

Materialul desulfurant (granulaţie max. 0,05 mm) este compus dintr-un amestec de carbură de calciu cu carbonat de sodiu şi grafit în scopul obţinerii unor gaze (CO_2), care să determine o agitare suplimentară a topiturii.

Prin introducerea carbonatului de sodiu în amestec se obţine un volum de gaze degajate de zece ori mai mare decît volumul de gaz necesar transportului şi insuflării materialului desulfurant în baia de fontă.

Gazul de transport utilizat iniţial a fost aerul uscat la −40°C. Pentru îmbunătăţirea procesului, în prezent se foloseşte azotul.

Lancea de insuflare este confecţionată dintr-o ţeavă de oţel căptuşită cu material refractar, mişcarea ei fiind realizată cu un cărucior.

Gazele rezultate în urma procesului sînt colectate cu ajutorul unor hote amplasate deasupra oalelor şi dirijate către o instalaţie de epurare umedă a gazelor.

Amestecul desulfurant este asigurat de către producător în tancuri de transport pe cale ferată sau auto, cu descărcare pneumatică. Capacitatea buncărului de prelevare este de 200 t, acesta fiind racordat la un colector de praf şi un analizor de gaze în vederea evitării pericolelor de explozie datorate acetilenei, care s-ar putea forma în prezenţa unor cantităţi de apă accidentale. În acest buncăr presiunea este menţinută pozitivă pentru a preveni pătrunderea aerului împreună cu umiditatea atmosferică. Dozarea amestecului desulfurant se realizează cu ajutorul unui alimentator tip IRSID (fig. 2).

La această uzină se ating cu regularitate conţinuturi de sulf finale de 0,005%, pornind de la un conţinut iniţial de sulf de 0,1%.

Cercetări recente au arătat că lipsa unui control asupra zgurei de furnal poate duce la formarea unor scoarţe de zgură în oalele torpedo şi deci la o scădere a randamentului de desulfurare.

În acest scop, la uzinele Krupp Rheinhausen, s-a luat hotărîrea să se lucreze în oale deschise în timpul operaţiei de transfer al oalei în incinta oţelăriei.

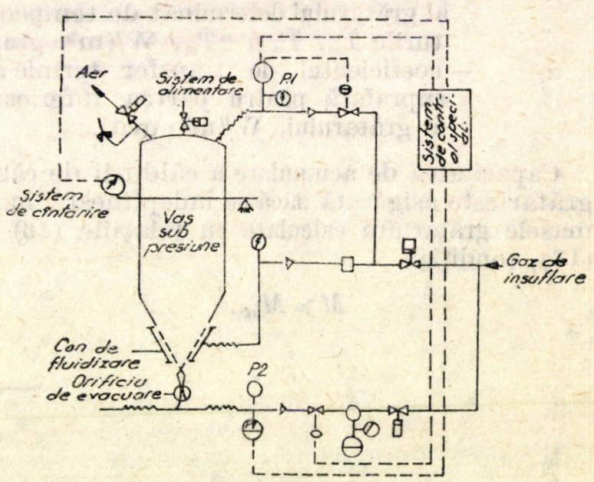


Fig. 2. Alimentator tip IRSID

Echipamentul de insuflare este identic cu cel utilizat la oalele torpedo, cu deosebirea că sistemul de dispunere este adaptat tipului de oală şi parametrilor oţelăriei LD.

În Japonia se aplică acelaşi procedeu de injecţie pneumatică în oale de tip torpedo cu o

capacitate de 220 și 300 t la uzinele Nagoya, 250 t la uzinele Sakai și 600 t la uzinele Oita. Agentul desulfurant se introduce cu ajutorul unui curent de azot printr-o lance imersată în metal la o adîncime de 1,0—1,5 m prin două orificii cu diametrul de 25 mm.

Viteza de introducere a agentului este de 60—100 kg/min. Durata injecției este de 3—10 min.

În Italia, la uzinele Taranto, și în Suedia, la uzinele Luleå, se practică același procedeu, agentul desulfurant fiind procurat din R. F. Germania, de la firma Kalkstickstoffwerke.

În S.U.A., la uzinele din Cleveland se aplică din 1973 același procedeu de desulfurare, cu deosebirea că lancea este imersată vertical însă la capăt are o porțiune înclinată la 45°.

Injecția pneumatică a varului. În anul 1966, în R.F.G., la firma Hoesch s-a pus la punct procedeul de desulfurare a fontei cu var prin insuflare pneumatică cu gaze naturale în două variante:

— în oale de turnare speciale, la care insuflarea gazului se face în paralel cu agitarea mecanică a topiturii, varul fiind introdus printr-un orificiu special și depus pe suprafața fontei (fig. 3);

— în oale de tip torpedo și oale deschise prin lănci cu două orificii (fig. 4).

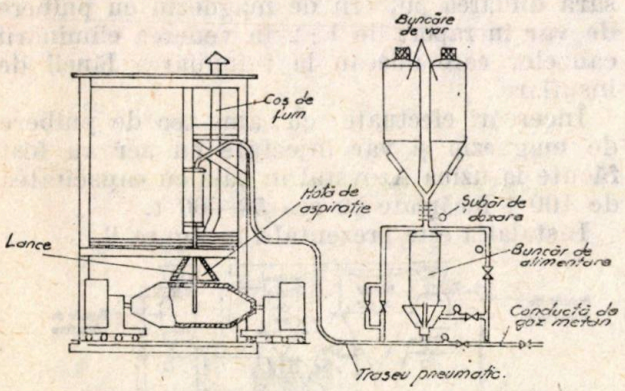


Fig. 3. Schema instalației de desulfurare a fontei cu var cu atmosferă de gaze naturale și cu amestecare mecanică

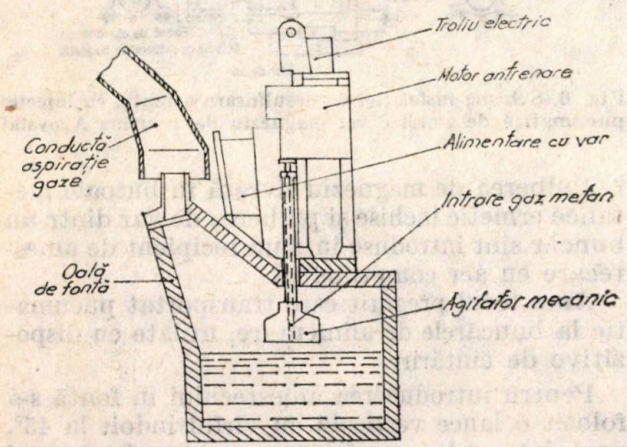


Fig. 4. Schema instalației de desulfurare a fontei cu injecție pneumatică a varului cu gaze naturale în oale tip torpedo

La secția de convertizoare LD din Dortmund, în anul 1973 s-a pus în funcțiune instalația de desulfurare a fontei în oale de turnare cu capacitatea de 165 t.

Instalația constă dintr-o oală acoperită, prevăzută cu un agitator mecanic. În capacul oalei sînt practicate orificii pentru tija agitatorului mecanic, pentru introducerea varului și pentru evacuarea gazelor rezultate care sînt supuse unei epurări uscate (fig. 3).

Agitatorul mecanic se cufundă la o adîncime corespunzătoare în poziție verticală. Viteza de rotație se poate regla de la 0 la 130 rot/min.

După montarea capacului pe oală se insuflă azot în instalație și apoi se introduce var concomitent cu introducerea de propan insuflat prin axul amestecătorului în rotație.

Durata operației este de circa 30 min.

La aceeași uzină a fost realizată și o instalație de desulfurare a fontei în oale torpedo cu capacitatea de 200 t (fig. 4) și oale deschise cu capacitatea de 40 și 80 t, prin injecția pneumatică a varului cu gaze naturale sub presiune.

Lancea se poate introduce în topitură în poziție verticală sau înclinată; pentru îmbunătățirea gradului de amestecare a fontei în oalele de tip torpedo, lancea este prevăzută cu două orificii de insuflare.

Studiul comparativ al celor două variante ale procedeului Hoesch a dus la următoarele concluzii:

— pentru prima variantă cu agitare mecanică, consumul specific de var a fost de 12,6 kg/t, consumul de propan de 9 l/t, conținutul de sulf inițial a fost de 0,033%, iar cel final de 0,005%, la o durabilitate a agitatorului de circa 30 de operații;

— pentru a doua variantă cu injecție în oale torpedo, în cazul utilizării unei lănci cu un singur orificiu introdus vertical, rezultatele au fost mai slabe decît în primul caz, și anume consumul specific de var a ajuns pînă la 25 kg/t pentru un conținut final de sulf de 0,01% la o durată a tratamentului de 40 min. În cazul utilizării unei lănci îndoite la capăt și prevăzute cu două orificii de insuflare la o viteză de introducere a varului de 75 kg/min și un consum specific de gaz de 250 m³/h, viteza de desulfurare a fontei a crescut. Pentru scăderea sulfului de la 0,04 la 0,01%, consumul specific de var a fost de 10 kg/t.

La desulfurarea fontei cu injecție pneumatică a varului nu este obligatorie îndepărtarea zgurei de furnal, spre deosebire de procedeul cu agitare mecanică.

Procedeul Hoesch se aplică și în Suedia la uzina din Norberg, unde fonta se desulfurează în oale deschise cu capacitatea de 50 t. La evacuarea fontei din furnal, se elimină în totalitate zgura de la suprafața fontei. Varul se introduce continuu în toată perioada de desulfurare (45 min). Consumul specific de var este de 20 kg/t.

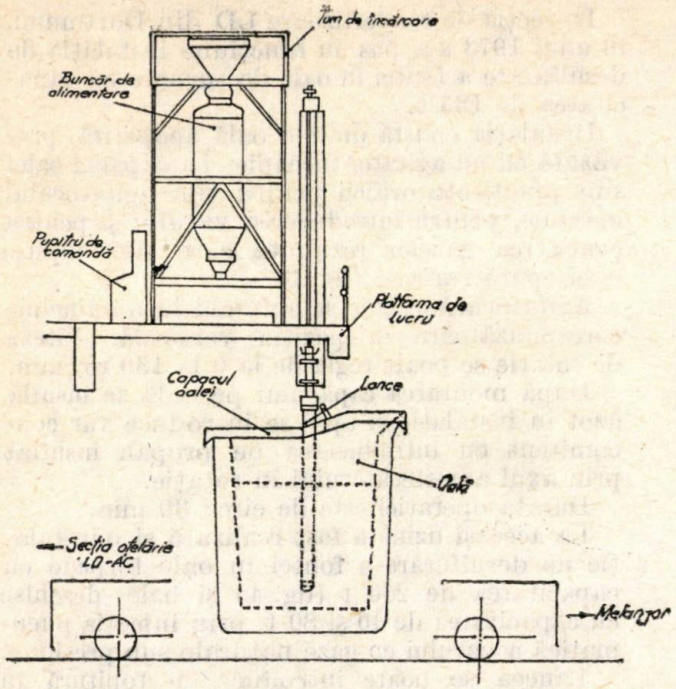


Fig. 5. Schema instalației de desulfurare a fontei prin injecția carbonatului de sodiu cu azot

Agitatorul mecanic are o viteză de rotație de 120 rot/min. Conținutul inițial și final de sulf din fontă variază în limite foarte largi.

Injecția pnematică a carbonatului de sodiu. Desulfurarea cu carbonat de sodiu și-a găsit aplicarea industrială în momentul punerii la punct de către IRSID-Franța a procedeului de injecție pneumatică. Acest lucru a fost posibil începînd cu anul 1978, cînd în Franța, la Dunkerque-Usinor, și în R.F.G., la Peine-Salzgitter AG, s-au construit instalații industriale pentru desulfurarea fontei în oale deschise și torpedo cu capacitatea de 200 t (fig. 5).

Carbonatul de sodiu cu o granulație sub 0,5 mm se injectează în fontă cu ajutorul azotului la o presiune de 11 atm. Lancea și alimentatorul (fig. 2) sînt de construcție IRSID.

Lancea cu o lungime de 4 m și un diametru exterior de 0,2 m, confecționată din oțel și căptușită cu un material refractar pe bază de Al_2O_3 (96% Al_2O_3), se imersează în fontă pînă la o adîncime de 2 m.

Debitul de gaz de insuflare este de 1,5 m³/min. Viteza de introducere a sodei este de 60 kg/min. Durata de utilizare a unei lănci este în medie de cinci cufundări în fontă (100 min de tratament).

Încercările au fost făcute pe fonte hematite, conținutul final de sulf în fontă scăzînd sub 0,01%, obligîndu-se un grad de desulfurare de cca 70%, conținutul de sulf final ajungînd chiar la 0,007%.

Pentru scăderea sulfului de la 0,03 la 0,015% a fost necesar un consum specific de sodă de 4,0 kg/t. Pentru reducerea sulfului de la 0,028 la 0,007% consumul de sodă a fost de cca 7 kg/t.

După tratamentul cu sodă s-a constatat o scădere a siliciului din fontă de circa 0,025% pentru un kilogram de sodă pe tona de fontă.

Debitul de gaze degajate în timpul tratamentului a fost de ordinul a 20 000 Nm³/h, la o temperatură de aproximativ 250°C.

Degajările de fum și particulele prăfoase au fost mult inferioare celor rezultate la tratamentul clasic cu sodă, direct în oală sau pe jgheab.

Prin aplicarea injecției pneumatice a carbonatului de sodiu, consumul specific de agent desulfurant este cu cca 8 kg/t mai mic decît la desulfurarea clasică pe jgheab.

În prezent se studiază diverse tipuri constructive de lănci, care să permită o injectare rapidă și calmă a desulfurantului și o durabilitate mai mare a acestora.

Injecția pneumatică a pulberilor de magneziu. Procedeul de desulfurare a fontei prin injecția pneumatică a magneziului pulbere a fost experimentat și pus la punct de către Institutul de Siderurgie din U.R.S.S., în anii 1965—1968.

Primele experimentări s-au efectuat la uzina Dnepropetrovsk în oale cu capacitatea de 10 t fontă. Experimentările au arătat că este necesară diluarea pulberii de magneziu cu pulbere de var în raport de 1 : 2 în vederea eliminării cauzelor care duceau la înfundarea lăncii de insuflare.

Încercări efectuate cu amestec de pulbere de magneziu și var injectate cu aer au fost făcute la uzina Azovstal în oale cu capacitatea de 100 t încărcate cu cca 50—60 t.

Instalația este prezentată în figura 6.

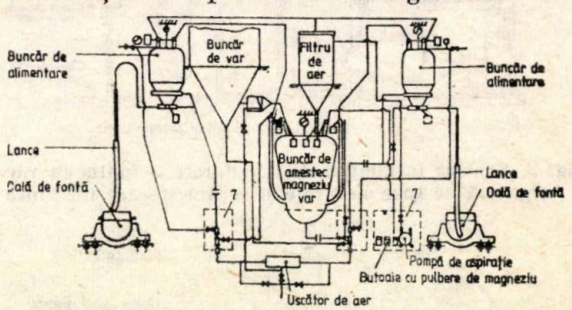


Fig. 6. Schema instalației de desulfurare a fontei cu injecție pneumatică de amestec var-magneziu de la uzina Azovstal

Pulberea de magneziu livrată în butoaie metalice ermetic închise și pulberea de var dintr-un buncăr sînt introduse într-un recipient de amestecare cu aer comprimat.

Amestecul pregătit este transportat pneumatic la buncărele de alimentare, utilate cu dispozitive de cîntărire.

Pentru introducerea amestecului în fontă s-a folosit o lance verticală cu vîrful îndoit la 45°, protejată cu beton refractar ștampat. Diametrul interior al lăncii a fost de 20 mm.

Adîncimea de imersie a lăncii a fost de pînă la 1,6 m.

Viteza de introducere a magneziului a fost de 18 kg/min şi a amestecului var-magneziu de 54 kg/min. Debitul de gaz purtător a fost variat între 40 şi 80 m³/h.

La un raport gaz/solid egal cu 0,020 m³/kg, procesul a decurs liniştit, fără înfundarea orificiului de insuflare.

Pierderea de temperatură a fost de 25°C pe toată cantitatea de fontă.

În urma acestor încercări au rezultat următorii parametri industriali optimi pentru desulfurarea fontei prin injecţia pneumatică a amestecului de magneziu-var: compoziţia amestecului, 25% Mg, 75% var; debitul de aer, 60—70 m³/h; presiunea în buncărul de alimentare, 3—4 atm; viteza de introducere a magneziului, 12—15 kg/min; durata totală a insuflării, 3—5 min; adîncimea de imersie a lăncii, 1,5 m.

În anul 1971 a intrat în funcţiune o instalaţie industrială la uzinele V. I. Lenin. Schema instalaţiei este asemănătoare cu cea de la Azovstal, cu deosebirea că desulfurarea se poate efectua concomitent la cinci oale de fontă cu capacitatea de 100 t fiecare.

Amestecul insuflat iniţial a fost magneziu-var, iar mai tîrziu s-a folosit praf de dolomită cu 43% CaO şi 27% MgO, datorită faptului că uzina nu dispunea de cantităţile necesare de var. Compoziţia amestecului a fost de 30% pulbere de magneziu şi 70% dolomită. Debitul de gaz purtător (aer) a fost de 100—150 m³/h. Raportul gaz/solid este egal cu 0,018 m³/kg, iar viteza de introducere a amestecului 50—100 kg/min. Lancea a fost imersată pînă la 1,6 m, iar orificiul lăncii a avut un diametru interior de 30 mm.

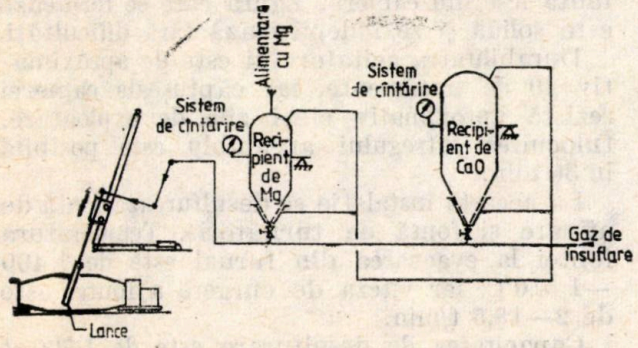


Fig. 7. Schema de principiu a instalaţiei de desulfurare a fontei cu injecţie pneumatică de amestec magneziu-var de la uzinele din Cleveland

După şase luni de încercări, s-a arătat că se poate atinge un sulf final de 0,002—0,003%. Pentru o scădere a sulfului din fontă de la 0,037 la 0,01%, consumul de magneziu a fost de 1,0 kg/t.

Recent, în S.U.A., la uzinele din Cleveland şi Pittsburgh Works, firma Jones and Laughlin a efectuat cercetări de desulfurare a fontei cu pulbere de var-magneziu, cercetări care au dus la stabilirea unui nou procedeu de desulfurare.

Schema de principiu a instalaţiei este prezentată în figura 7.

În acest scop, instalaţia este dotată cu două alimentatoare tip IRSID de CaO şi Mg, amestecarea lor avînd loc înainte de lancea de insuflare. Amestecul este injectat sub suprafaţa fontei. Protecţia magneziului este asigurată cu ajutorul azotului. La această instalaţie se obţin în mod curent conţinuturi finale de sulf în fontă de 0,005%.

Desulfurarea fontei prin agitare mecanică

Desulfurarea fontei prin agitare mecanică în oală. Acest procedeu a fost conceput în anul 1963 de firma japoneză Nippon Steel Co. şi aplicat industrial în anul 1965.

Esenţa procedeului constă în amestecarea fontei cu carbura de calciu în oala de turnare cu ajutorul unui agitator cu palete cunoscut în prezent sub denumirea de „impeller". Procedeul este simbolizat „KR", denumirea provenind de la Kambara, autorul acestui procedeu.

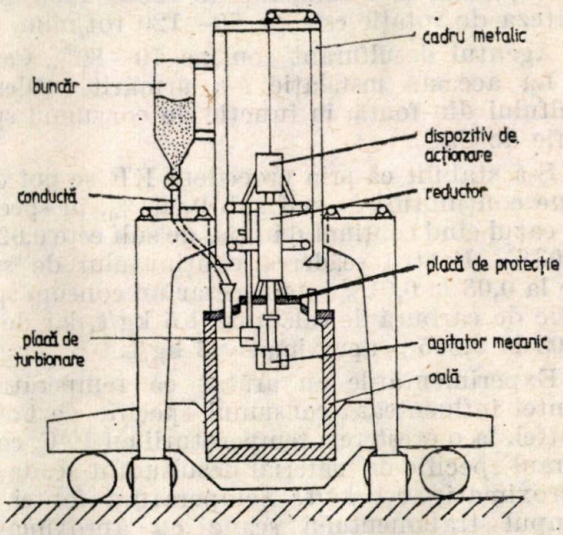


Fig. 8. Schema de principiu a instalaţiei de desulfurare a fontei în oală conform procedeului KR

Primele experimentări s-au efectuat în oale cu capacitatea de 30 t fontă, avînd un diametru interior de 1,8 m şi o înălţime de aproximativ 2 m.

Schema de principiu a instalaţiei este prezentată în figura 8.

Agitatorul mecanic (impellerul) a fost dotat cu patru palete din material ştampat superaluminos şi acţionat de către un dispozitiv mecanic cu reductor.

Pentru o turbionare cît mai eficientă, instalaţia a fost prevăzută cu o placă de turbionare suspendată de o tijă, avînd posibilitatea să se rotească în jurul axei verticale.

Dispozitivul de acţionare şi cadrul metalic au fost protejate de o placă aşezată pe oală în momentul începerii tratamentului.

Materialul desulfurant din buncăr s-a introdus în oala cu fontă printr-o conductă metalică.

Utilizarea carburii de calciu cu o granulaţie sub 1,0 mm la un consum specific de 3 kg/t a permis atingerea unui grad de desulfurare de 90%. Condiţiile de amestecare au fost cercetate cu ajutorul izotopului Au^{198}. Omogenizarea masei de fontă s-a realizat în 3—4 min, la o viteză de rotaţie de 105 rot/min.

Utilizarea plăcii de turbionare a permis scăderea numărului de rotaţii cu 60% şi îmbunătăţirea randamentului de transmisie cu 40%.

O instalaţie industrială de desulfurare a fontei după procedeul KR s-a realizat în Japonia la uzina Nagoya, în anul 1968.

Desulfurarea se realizează în oale cu capacitatea de 120—160 t, durata procesului fiind de 10—12 min. Fonta din oală este curăţată în totalitate de zgură. Impellerul prevăzut cu patru palete cu un diametru de 1300 mm, căptuşit cu material refractar ştampat, se introduce în topitură, la o adîncime de 1200—1400 mm. Viteza de rotaţie este de 70—120 rot/min.

Agentul desulfurant conţine 70—80% CaC_2.

La această instalaţie s-a urmărit scăderea sulfului din fontă, în funcţie de consumul specific de CaC_2.

S-a stabilit că prin procedeul KR se pot obţine conţinuturi de sulf sub 0,005%, în special în cazul cînd conţinutul iniţial de sulf este 0,02—0,03%. Pentru scăderea conţinutului de sulf de la 0,03 la 0,01% este necesar un consum specific de carbură de calciu de 1,5 kg/t, iar de la 0,03 la 0,005% aproximativ 3 kg/t.

Experimentările au arătat că temperatura fontei influenţează consumul specific de CaC_2. Astfel, la o creştere a temperaturii cu 10°C, consumul specific de material desulfurant scade cu aproximativ 0,1 kg/t. Temperatura fontei în timpul tratamentului scade cu aproximativ 20°C.

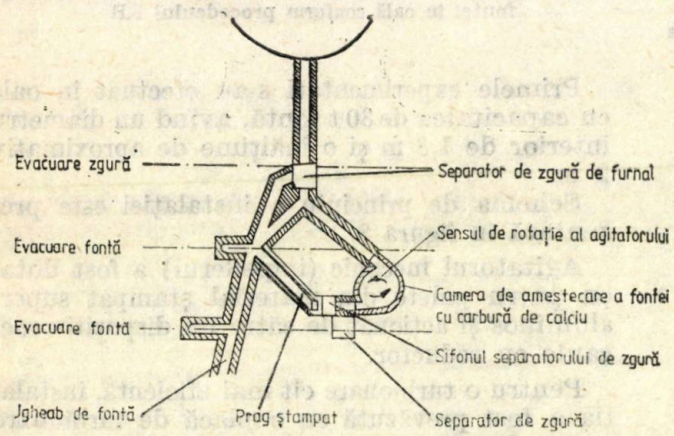


Fig. 9. Schema desulfurării continue a fontei pe jgheabul de fontă

Procedeul KR se aplică şi la uzina firmei Italsider din Taranto, din anul 1974. Experienţa industrială arată că durabilitatea unui impeller este de circa 80 de imersări, iar consumul de carbură de calciu este de 20 kg/kg sulf îndepărtat.

Desulfurarea fontei prin agitare mecanică pe jgheab. Procedeul a fost elaborat în R.F.G., este asemănător cu procedeul KR şi constă tot în amestecarea carburii de calciu adăugate pe suprafaţa fontei prin agitare mecanică cu ajutorul unui impeller.

Deosebirea faţă de procedeul KR constă în aceea că agitarea mecanică se face pe jgheabul de fontă special amenajat.

În figura 9 se prezintă schema instalaţiei de desulfurare a fontei de la furnalul nr. 2 al uzinei Heinrichshütte din Hättingen. Această instalaţie a intrat în funcţiune în anul 1970.

Instalaţia include o cameră închisă de amestecare, dispozitivul de amestecare cu impeller şi praguri ştampate pentru menţinerea unui nivel de fontă constant.

Greutatea totală a camerei închise de amestecare este în jur de 11 t.

Fonta pătrunde în cameră tangenţial, iar agitatorul se roteşte în sens opus rotirii fontei.

Carbura de calciu se adaugă în mod continuu, alimentarea făcîndu-se cu ajutorul unui buncăr dozator cu şnec sau vibrator.

În timpul funcţionării, paletele agitatorului se introduc la jumătatea înălţimii fontei şi se rotesc cu viteză constantă.

Înălţimea stratului de fontă se reglează uşor cu ajutorul unui prag montat la ieşirea fontei din cameră. La sfîrşitul operaţiei de desulfurare, pragul se îndepărtează şi întreaga cantitate de fontă iese din cameră. Zgura care se formează este solidă şi se îndepărtează fără dificultăţi.

Durabilitatea agitatorului este de aproximativ 40 de tratamente, iar căptuşeala camerei rezistă aproximativ cinci zile de exploatare. Înlocuirea întregului ansamblu este posibilă în 30 min.

La această instalaţie se desulfurează fontă de afinare şi fontă de turnătorie. Temperatura fontei la evacuarea din furnal este de 1 400—1 510°C, iar viteza de curgere a fontei este de 2—18,5 t/min.

Capacitatea de desulfurare este de 1 500 t fontă/zi.

Carbura de calciu este asigurată din vagoane de transport care sînt descărcate în buncăre cu capacitatea de 40 t.

Acest procedeu se aplică şi la alte uzine din R.F.G.

Desulfurarea fontei prin imersarea produsului desulfurant sub suprafaţa de fontă

Imersarea desulfurantului cu ajutorul unui clopot. Acest procedeu se aplică de mulţi ani în turnătoriile de fontă (fontă cu grafit nodular). Produsul utilizat în

mod frecvent este denumit Magcoke şi este fabricat de firma ACIPCO (American Cast Iron Pipe Company) la Birmingham - Alabama - S.U.A. Acest material este compus din cocs poros impregnat cu magneziu.

Magcoke se introduce în conteinere din tablă de oţel care sînt asamblate într-un clopot confecţionat din grafit (fig. 10) prevăzut cu orificii care să permită pătrunderea vaporilor de magneziu în fontă.

Acest sistem se aplică din anul 1970 în S.U.A. de către Weaver Industries Inc. (Demer, Pa), după care s-a extins în Canada, Franţa, Japonia şi altele.

În clopot se pot introduce între 45 şi 160 kg de magcoke care este cufundat în fontă la o adîncime de minimum 1,5 m.

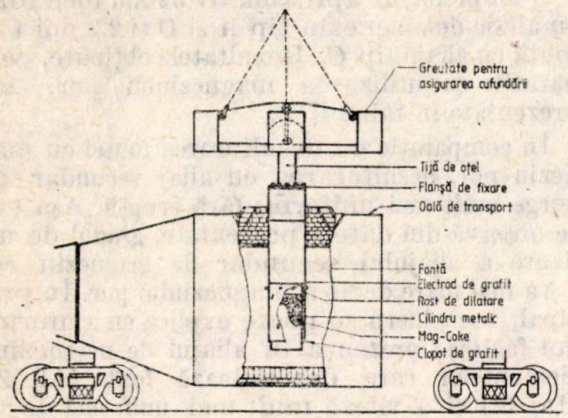


Fig. 10. Schema de principiu a instalaţiei de desulfurare a fontei prin imersarea magcoke în oale tip torpedo

Durata vaporizării magneziului depinde de temperatura fontei şi de adîncimea de imersie a clopotului în fonta lichidă. Astfel, la temperatura de 1370°C şi la adîncimea de imersie de 1,5 m, magneziul se evaporă în 8 min, iar la temperatura de 1290°C şi adîncimea de imersie de 1,8 m, magneziul se evaporă în 15 min. Vaporii de magneziu formaţi asigură o bună amestecare a fontei, îmbunătăţind procesul de desulfurare.

Desulfurarea fontei cu magcoke se practică în oale deschise şi în oale torpedo.

Uneori în loc de magcoke se foloseşte magdolomită, produs obţinut din granule de dolomită impregnate cu Mg.

Imersarea desulfurantului cu ajutorul unui evaporator. Experimentările în cadrul acestui procedeu au început în anul 1958, la uzina Doneţk din U.R.S.S.

În anul 1965 s-a pus în funcţiune prima instalaţie semiindustrială pentru desulfurarea fontei în afara furnalului cu magneziu pur, sub formă de lingouri. Lingourile de magneziu acoperite cu un strat de material refractar s-au introdus într-o instalaţie special concepută, după care au fost imersate în fonta lichidă.

Instalaţia constă dintr-un tub metalic căptuşit cu un material refractar, lărgit la partea inferioară sub forma unei camere, prevăzută cu orificii, denumită evaporator. Lingourile prinse între ele sînt agăţate de cîrligul instalaţiei de dozare, se introduc în interiorul tubului, după care sînt imersate în fonta lichidă. La temperatura respectivă, magneziul se evaporă şi iese prin orificiile evaporatorului în fonta lichidă, reacţionînd cu sulful şi oxigenul acesteia.

Din anul 1965 pînă în anul 1968 s-a prelucrat la această instalaţie o cantitate de fontă de circa 70 000 t/an.

La un consum specific de 0,5 kg/t fontă şi un conţinut iniţial de sulf de 0,07%, scăderea medie a sulfului a fost de 0,035%.

Procesul decurge cu efervescenţă, viteza de evaporare a magneziului fiind foarte mare (285 g/s). Pentru asigurarea securităţii, oalele au fost umplute numai 70% din capacitatea lor.

Acest procedeu nu s-a extins şi la alte uzine, deoarece prezintă încă foarte multe deficienţe în legătură cu pregătirea magneziului, încărcarea lui în evaporator, înlocuirea evaporatorului. De asemenea, are un randament scăzut de utilizare a capacităţii oalelor şi un mers neuniform al procesului.

În perioada 1970—1971, specialiştii de la Institutul de Cercetări Metalurgice din Doneţk, împreună cu cei de la Institutul Politehnic, au adus o serie de îmbunătăţiri la instalaţie, care în prezent asigură un proces uniform de prelucrare a fontei.

Pentru ca fonta să nu pătrundă în evaporator, la partea superioară a acestuia se introduce gaz (azot, argon, aer comprimat) la o presiune care permite menţinerea fontei la nivelul orificiilor evaporatorului (fig. 11, *a*).

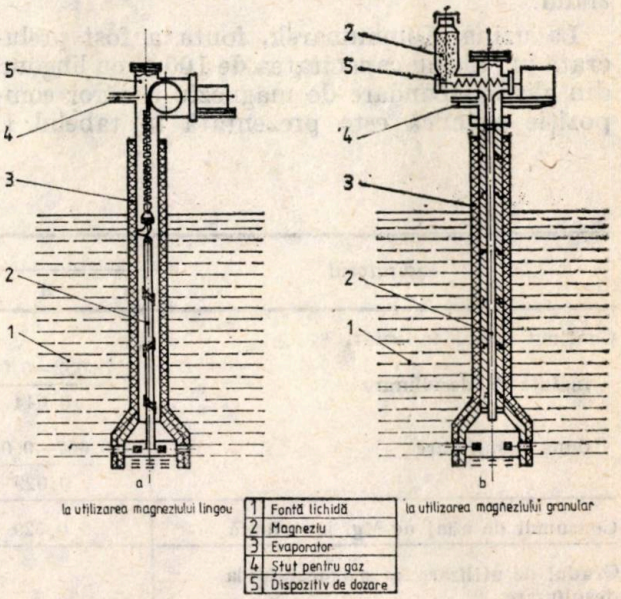


Fig. 11. Schema instalaţiei de introducere a magneziului cu ajutorul evaporatorului, în fonta lichidă: a — magneziu lingou; b — magneziu granule

După introducerea evaporatorului în fontă, instalaţia automată de dozare permite pătrunderea uniformă a lingourilor (1 = 480 mm) cu o viteză de 0,075 m/s.

Schema introducerii gazului în evaporator prevede folosirea buteliilor (azot, argon, aer). Se evită folosirea aerului, deoarece determină pierderi de magneziu prin oxidarea acestuia.

Instalaţia a fost adaptată şi la desulfurarea fontei cu magneziu granule (fig. 11, *b*).

În perioada 1973—1974, la Combinatul Metalurgic Krivoi-Rog s-au construit trei instalaţii de desulfurare în afara furnalului, cu magneziu în oale, la o producţie de 3 mil. t/an. Fiecare instalaţie are posibilitatea de a prelucra în acelaşi timp patru oale de fontă. Instalaţia constă din două blocuri, fiecare cu cîte o estacadă pe care se deplasează un cărucior, la care sînt instalate două evaporatoare şi capace pentru acoperirea oalelor de fontă. Evaporatoarele sînt dispuse la o distanţă egală cu pasul oalelor de fontă.

Anexele instalaţiei sînt pentru repararea şi pregătirea evaporatoarelor şi pentru pregătirea magneziului. Instalaţia este dotată cu dispozitive de automatizare care permit conducerea procesului după un program stabilit.

În scopul îmbunătăţirii indicatorilor tehnici ai instalaţiei, specialiştii uzinelor Kommunarsk şi Krivorojstal au efectuat o serie de cercetări privind înlocuirea magneziului pur cu aliaje secundare de magneziu, precum şi cu magneziu pasivizat, şi anume magneziu pur şi magneziu secundar, diluat într-un material inert (dolomită, cocs mărunt cu granulaţie de 20—40 mm). Diluarea magneziului cu materiale inerte măreşte rezistenţa termică a magneziului cufundat în fontă, scăzînd viteza de evaporare a magneziului.

La uzina Kommunarsk, fonta a fost prelucrată în oale cu capacitatea de 100 t, cu lingouri din aliaje secundare de magneziu a căror compoziţie chimică este prezentată în tabelul 1.

Tabelul 1

Tipul aliajului	Compoziţia chimică, %						
	Mg	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Fe
A	90,3	5,7	2,8	0,4	0,25	0,1	0,06
B	82,0	12,2	4,6	0,5	0,25	0,1	0,06
C	75,7	17,7	5,6	0,45	0,25	0,1	0,06

Fiecare lingou a avut masa de 8 kg. Lingourile, legate cîte două sau trei bucăţi, s-au introdus în fonta lichidă la o adîncime de 1,5—1,7 m.

Viteza de introducere a lingourilor a depins de viteza de evaporare şi a fost de 75—100 kg/s.

S-au prelucrat aproximativ 52 mii tone fontă cu aliaje de magneziu tip *A* şi D şi 2,2 mii tone fontă cu aliaje tip *C*. Rezultatele obţinute, comparativ cu utilizarea magneziului pur, sînt prezentate în tabelul 2.

În comparaţie cu desulfurarea fontei cu magneziu pur, desulfurarea cu aliaj secundar decurge mult mai uniform, fără erupţii. Aşa cum se observă din datele prezentate, gradul de utilizare a aliajului secundar de magneziu este ceva mai mare decît a magneziului pur. În principal, acest lucru se poate explica cu ajutorul a doi factori : prezenţa în aliajul de magneziu a elementelor care dezoxidează fonta (Al, Zn, Mn, Si) şi o viteză mult mai uniformă de vaporizare.

La prelucrarea fontei cu aliaj de magneziu *C*, pe suprafaţa interioară a tijei-cameră de vaporizare s-au format depuneri de zgură metalică greu fuzibilă. Acest lucru a înrăutăţit introducerea lingourilor şi a necesitat o curăţire periodică a suprafeţei camerei de vaporizare. În legătură cu acest lucru, pentru condiţiile de desulfurare a fontei cu lingouri din aliaje secundare de magneziu s-a recomandat aliajul care conţine minimum 86% Mg şi maximum 9% Al.

Tabelul 2

Indicatorul	Aliaj refractar de Mg			Mg pur
	A	*B*	*C*	
Conţinut de sulf în fontă*, %:				
înainte de desulfurare	0,032—0,064 / 0,044	0,036—0,060 / 0,042	0,030—0,056 / 0,037	0,031—0,068 / 0,047
după desulfurare	0,007—0,036 / 0,029	0,008—0,032 / 0,026	0,007—0,033 / 0,027	0,05—0,038 / 0,028
Consumul de aliaj de Mg, kg/t fontă	0,329	0,317	0,253	—
Gradul de utilizare a magneziului la desulfurare, %	38,7	46,6	40,0	35,8

*) La numărător — limite de variaţii, la numitor — valori medii

Tabelul 3

Indicator	Magneziu pasivizat pe bază de:			
	aliaj secundar de magneziu		magneziu pur	
	adaos			
	dolomită calcinată	cocs mărunt	dolomită calcinată	cocs mărunt
Masa de fontă supusă desulfurării, t	6,270	14,280	7,530	15,240
Consumul de desulfurant, kg/t fontă				
aliaj de magneziu	0,34	0,35	—	—
magneziu pur	0,291	0,299	0,290	0,455
Conținutul de sulf în fontă, %				
înainte de desulfurare	0,052	0,053	0,057	0,067
după desulfurare	0,025	0,029	0,030	0,030
Gradul de utilizare a desulfurantului, %				
aliaj de magneziu	60,4	52,0	—	—
magneziu pur	70,5	61,0	70,7	61,6

În anul 1974, la Krivorojstal a fost introdusă tehnologia de prelucrare a magneziului pasivizat la două instalații experimental-industriale cu o productivitate de circa 3 t/zi (magneziu lichid).

În iulie 1976 s-a introdus în exploatare o instalație industrială de producere a magneziului pasivizat proiectată pentru prelucrarea a 1500 t magneziu lichid/an.

Experimentările de desulfurare cu magneziu pasivizat au fost efectuate în oale cu o capacitate de 140 t.

În tabelul 3 se prezintă rezultatele obținute în urma experimentărilor cu magneziu pasivizat obținut pe baza aliajului secundar de magneziu și a magneziului pur.

Durata procesului de desulfurare a trei-patru oale de fontă cu magneziu pasivizat este de 4—5 min; luînd în considerare toate operațiile pregătitoare, timpul de tratament nu depășește 15—20 min.

Prin utilizarea magneziului pasivizat, a crescut randamentul de utilizare a capacității oalelor la 90—95%, iar pierderile de fontă sub formă de stropi au scăzut la 0,5%.

BIBLIOGRAFIE

[1] Cavaghan, N. J., Chapman, J. A. *La nécessité des aciers à bas soufre.* În: Revue de Métallurgie: Franța nr. 4, 1974, p. 333—344.

[2] Beurotte, M., David M. și Martin R. *Production d'aciers LD à basses teneurs en soufre.* In: Revue de Métallurgie, Franța, nr. 4, 1974, p. 377—382.

[3] Voronova, N. A. *Desulfurația ciuguna magniem.* Moscova, Metallurghiia, 1980.

[4] Haastert H. P. Meichsner W. și Rellermeyer H. *Operational aspects of the injection process for desulphurization of hot metal.* In: Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 10, 1975, p. 71—77.

[5] Arbelechte, C. C. și Mehring, B. F. *Injection of powders into liquid iron and steel.* În: Steel Times, Anglia, nr. 8, 1979, p. 605—613.

[6] Haverkamp, H. D. *Desulphurization of iron with a paddle-type stirrer in the blast furnace runner.* In: Iron and Steel Engineer, Anglia, nr. 7, 1972, p. 49—5

[7] Oeters, F., Strohmenger, P. și Plus chkell W. W. *Kinetik der Entschwefelung von Roheisenschmezen mit Kalk und Erdgas* In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, R. F. G. nr. 10, 1973, p. 727—733.

[8] Schurmann E. și Séhmid, R. *Dampfruk kgleichungen und thermodynamische Daten des reinen flüssigen und festen (β)Calciums.* In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, R. F. G. 12, 1975, p. 773—775.

[9] Bahout, B. Bienvenu, Y. și Denier G *External desulphurization of iron by pneumatic injection of soda ash in 200 t ladles* În: Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 1978, pag. 162—167.

[10] Haastert, H. P. și Egon, K. *Über den Ablauf der Entstickung, Entsilizierung und Entschwefelung sowie das Verhalte des Titans beim Vorbehandeln von Stahl und Thomasroheisen mit Soda.* In: Stahl und Eisen, R. F. G., nr. 24, 1965, pag. 1588—1595.

[11] Krug, J. C. Ribou P. V. Staib C., C., Vayssiere P. *Le problème du soufre lors de l'élaboration de l'acier par filière haut fourneau — affinage à l' oxygène.* In: Revue de Métallurgie, Franța, nr. 4, 1974, pag. 345—352.

[12] Bienvenu, V., Demier, G. Dubois, G., Coisplet D. și Poire M. *Désulfuration de la fonte d'affinage par injection de carbonate de sodium* In: Revue de Métallurgie, Franța, nr. 3, 1980, p. 201—221.

[13] Levin, M. Z., Macikin, V. I. și Skladanovski, E. N. *Desulfurația ciuguna s reguliruemim vvodom slitkovovo magniia* În: Metallurg U.R.S.S. nr. 2, 1973, p. 10—11.

[14] Gurov, N. A., Popov, N. N. Sestopalov I, I. și Bondarenko, V. I. *Vnedomennaia desulfurația ciuguna passivirovanim magniem* In: Metallurg, U.R.S.S. nr. 11, 1975, p. 13—15.

[15] Skladanovski, E. N. Macikin, V. I. Kuzub, A. G., și Levin, M. Z. *Desulfurația ciuguna slitkovim magniem.* In: Metallurg, U.R.S.S. nr. 9, 1976, p. 11—13.

[16] Dvorianikov V. A. Sestopalov, I. I și Cerzer, A. N. *Vnedomennaia desulfurația ciuguna vtoricinim magnievim splavom.* În Metallurg, U.R.S.S., nr. 9, 1979, p. 14—16.

[17] Popov, N. N. și Șestopalov, I. I. *Proizvodstvo i primenenie passivirovannovo magniia dlia desulfurații ciuguna* În: Metallurghiceskaia i gornorudnaia promîșlennosti, U.R.S.S. nr. 3, 1979, p. 60—62.

[18] Schokenbrock, J. *Désulfuration de la fonte par injection de cyanamide calcique.* În: Revue de Métallurgie, Franța, nr. 4, 1974, p. 355—360.

[19] Fischer, P. A. *Magnesium desulphuration of blast furnace iron.* În: Metals and Materials, S.U.A., nr. 11, 1973, p. 501—503.

Considerații privind posibilitățile de obținere a unor fonte de înaltă puritate pentru turnătorie

dr. ing. V. Brabie și ing. G. Neagu
Institutul politehnic — București

CZ : 669.13

Este cunoscut faptul că pentru obținerea unor piese turnate din fonte și oțeluri cu proprietăți de plasticitate și tenacitate ridicate, cu un grad de aliere cît mai scăzut, un rol important îl au sulful și fosforul. Ca urmare, au crescut preocupările cercetătorilor în privința punerii la punct a unor tehnologii care să permită o micșorare cît mai pronunțată a conținuturilor acestor elemente.

Cercetările efectuate în ultimul timp în privința desulfurării avansate urmăresc în continuare două direcții devenite tradiționale, și anume utilizarea carbonatului de sodiu și a oxidului de calciu. În schimb metodele folosite pentru introducerea acestora în aliajul lichid sînt diferite, rezultate foarte bune, adică grade de desulfurare și defosforare de circa 90%, obținîndu-se prin metoda injectării agentului desulfurant în baia metalică.

Procesele de defosforare și desulfurare fiind cunoscute ca procese contradictorii, defosforarea necesitînd temperaturi joase și valori P_{O_2} ridicate, iar desulfurarea temperaturi ridicate și valori P_{O_2} scăzute, nu s-a încercat pînă de curînd realizarea celor două procese simultan în același agregat. Deși tratamentul fontei lichide cu carbonat de sodiu se practică de multă vreme, în ultima perioadă, datorită noilor tehnologii utilizate, interesul pentru acest agent desulfurant a renăscut, stabilindu-se că sodiul poate elimina și fosforul din fonta lichidă.

Utilizarea carbonatului de sodiu asigură următoarele avantaje :

— activitatea sulfului și a fosforului în echilibru cu Na_2O la 1 400°C poate atinge valori mai mici de 0,001% pentru valori ale lui P_{O_2} în intervalul 0,1 ... 0,001, după cum se arată în figura 1. În aceste condiții procesele de desulfurare și defosforare nu mai sînt sensibile la valorile P_{O_2} și pot avea loc concomitent în intervalul menționat mai sus indiferent de valorile lui a_0 ;

— viscozitatea carbonatului de sodiu la temperatura aliajului lichid este scăzută și din acest motiv transferul de masă a sulfului și a fosforului în zgură nu influențează viteza totală de transfer a acestora din aliajul lichid în zgură.

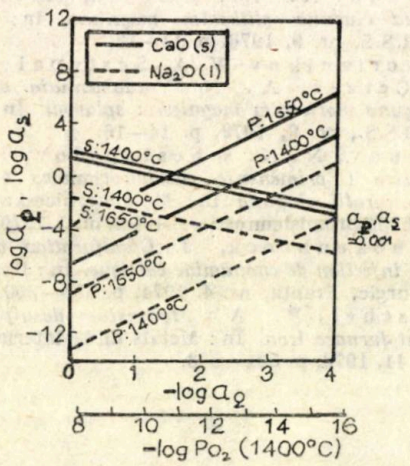


Fig. 1. Activitatea P și S în aliajul lchid, în echilibru cu Na_2O și CaO

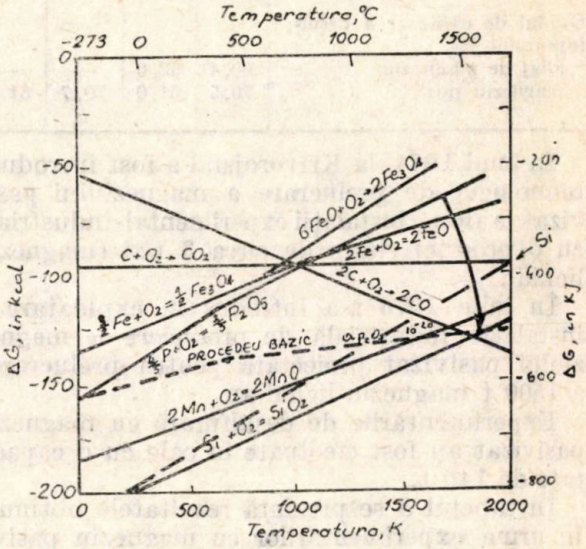


Fig. 2. Modificarea echilibrului P—Si

Pentru realizarea defosforării conținutul de siliciu al băii metalice nu trebuie să depășească o anumită valoare, după cum se poate observa în figura 2, întîi avînd loc oxidarea siliciului și după aceea micșorarea conținutului de fosfor.

În figura 3 sînt prezentate rezultatele de laborator referitoare la variația elementelor în timpul tratamentului prin injecție cu Na_2CO_3, la temperatura de 1 300°C și respectiv 1500° C, a unor fonte brute. După cum se poate constata, la începutul tratamentului cu carbonat de sodiu are loc micșorarea conținutului de sulf concomitent cu oxidarea siliciului și apoi are loc un proces intens de defosforare. Gradele de desulfurare și defosforare realizate sînt cu atît mai mari cu cît temperatura este mai scăzută și conținutul de siliciu al fontei lichide mai mic.

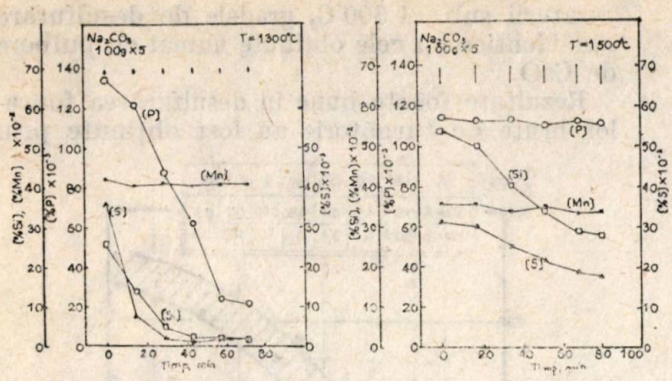


Fig. 3. Variaţia compoziţiei chimice a fontelor brute în timpul tratamentului cu Na_2CO_3 la temperatura de : *a*—1 300°C ; *b* — 1 500°C

Aceasta se explică prin reacţia care are loc între carbonatul de sodiu şi siliciul din fonta lichidă :

$$(Na_2CO_3) + [Si] \rightarrow (Na_2O \cdot SiO_2) + [C]$$

Produsul de reacţie rezultat, metasilicatul stabil, duce în acest fel la micşorarea conţinutului de carbonat de sodiu care participă la reacţie. Totodată carbonul reacţionează cu carbonatul de sodiu după reacţia :

$$(Na_2CO_3) + 2\,[C] \rightarrow 2\,Na\,(g) + 3\,CO\,(g)$$

Ambele reacţii sînt favorizate de temperatura ridicată.

În figura 4 se prezintă comparativ gradele de defosforare realizate prin metoda injecţiei (la scară industrială şi de laborator) şi prin adăugarea de Na_2CO_3 pe suprafaţa băii de urmată de agitarea băii cu azot. Se poate observa că prin tratamentul de injecţie se realizează grade

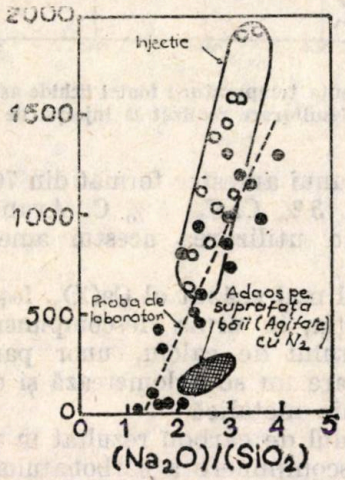


Fig. 4. Rezultate comparative privind diferite metode de defosforare a aliajelor feroase

de defosforare mult mai ridicate. Acest lucru este posibil deoarece reacţia de defosforare este favorizată de presiunea ferostatică a topiturii ca urmare a diminuării pierderilor de carbonat de sodiu prin evaporare, pierderi care au loc conform reacţiilor :

$$\frac{4}{5}[P] + Na_2CO_3 = (Na_2O) + \frac{2}{5}(P_2O_5) + [C];$$

$$(P_2O_5) + 5\,[C] = 2\,[P] + 5CO\,(g);$$

$$Na_2CO_3 + [C] = (Na_2O) + 2\,CO\,(g);$$

$$(Na_2O) + [C] = 2\,Na(g) + CO\,(g).$$

Experimentări la scară industrială ale metodei injecţiei în oală au dus la realizarea unor grade de defosforare de 90% pentru fonte brute cu un conţinut de 0,13—0,23% Si, comparativ cu grade de 40% obţinute prin adăugarea de Na_2CO_3 în oală. Consumul de agent a fost de 16 kg/t.

Deşi avantajele carbonatului de sodiu sînt evidente, există încă reţineri în utilizarea sa curentă datorită poluării mediului înconjurător (chiar dacă injectarea îmbunătăţeşte posibilităţile de reglementare a situaţiei), costului ridicat etc.

Paralel cu cercetările privind utilizarea carbonatului de sodiu s-au studiat şi posibilităţile de folosire a varului sub formă de pulbere. Trebuie menţionat faptul că utilizarea varului pur ca agent desulfurant a dus în general la rezultate limitate, deoarece în urma reacţiei de desulfurare se eliberează oxigen care este fixat de Si din baia metalică, conform reacţiei :

$$2(CaO) + 2\,[S] + [Si] = 2\,(CaS) + (SiO_2)$$

Silica rezultată din reacţie duce la formarea unui strat de silicat de calciu care împiedică transferul sulfului în granulele de var.

Pentru îmbunătăţirea rezultatelor tratamentului cu pulbere de CaO se recomandă utilizarea unui agent dezoxidant mai puternic decît siliciul cu scopul de a elimina posibilitatea de formare a silicatului de calciu.

În figura 5 se prezintă rapoartele de desulfurare obţinute prin tratarea fontei lichide cu un agent dezoxidant injectat împreună cu pulbere de var sau introdus separat. Experimentările au fost efectuate la temperatura de 1400°C cu o fontă lichidă cu următoarea compoziţie : C = 4% ; Mn = 0,55% ; Si = 0,4% ; P = 0,1% ; S = 0,03—0,08%.

Injecţia a fost făcută la o distanţă de 40 cm de fundul oalei de 6 t, cu ajutorul unei lănci de injecţie folosind ca agent purtător argonul. În timp ce amestecurile CaO—CaC_2 (85%—15%) şi CaO—Mg (98%—2%) au fost injectate, titanul (1 kg/t) şi Al (0,4 kg/t) au fost introduse pe fundul oalei, după aceea avînd loc injecţia de pulbere de CaO.

Se poate observa că, în timp ce gradele de desulfurare realizate pe baza amestecurilor de CaO cu Ti, Mg, CaC_2 sînt aproximativ egale

și nu diferă prea mult de cele realizate numai cu CaO, utilizarea aluminului crește randamentul desulfurării pînă la 85—90 %.

Reacția care are loc în baia metalică și care favorizează obținerea gradelor ridicate de de-

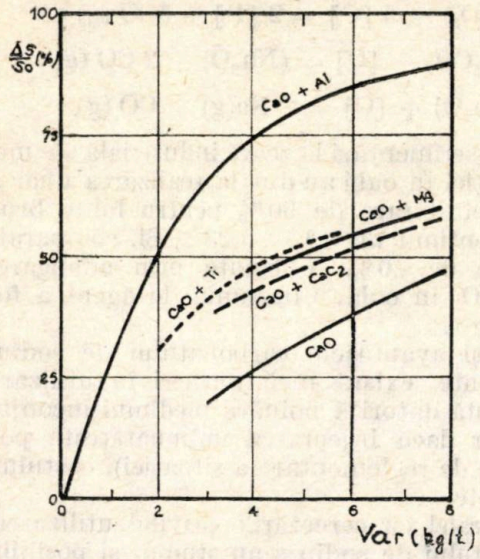


Fig. 5. Influența cantității de var și a diferiților dezoxidanți asupra gradului de desulfurare

sulfurare, prin evitarea formării silicatului de calciu, este următoarea :

$$3(CaO) + [S] + 2\,[Al] = 3(CaS) + (Al_2O_3)$$

Cantitatea de aluminiu necesară, care trebuie introdusă în baia metalică pentru obținerea unui raport de desulfurare dat, se poate calcula cu următoarea relație :

$$m_{Al} = \frac{1000}{\eta_{Al}} (0{,}56\,\Delta S + 1\,\%\,Al_f),$$

în care :

m_{Al} este cantitatea de aluminiu introdusă în oală, în Kg/t ;

η_{Al} — gradul de asimilare a aluminiului în baia metalică, în % ;

ΔS — micșorarea conținutului de sulf, în % ;

$\%\,Al_f$ — conținutul final de aluminiu.

Eficiența tratamentului de desulfurare pe bază de pulbere de CaO este influențată și de alți factori, cum sînt :

— conținutul de aluminiu al fontei lichide. Sub un conținut de Al de 0,005 % efectul tratamentului este asemănător cu cel numai pe bază de pulbere de CaO ;

— calitatea varului prin compoziția sa chimică, modul de preparare, depozitare (fig. 6) ;

— temperatura la care are loc tratamentul (fig. 7). Se constată că, odată cu scăderea temperaturii sub 1 300°C, gradele de desulfurare sînt identice cu cele obținute numai cu pulbere de CaO.

Rezultate foarte bune în desulfurarea fontelor brute de turnătorie au fost obținute prin

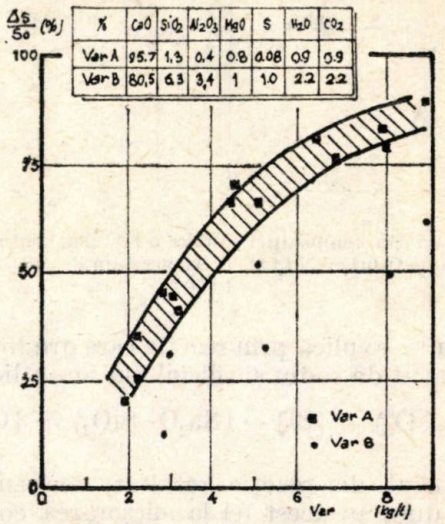


Fig. 6. Influența calității varului asupra gradului de desulfurare

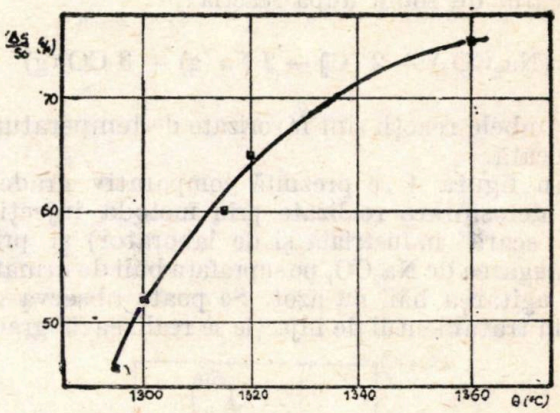


Fig. 7. Influența temperaturii fontei lichide asupra gradului de desulfurare realizat la injecția de CaO

utilizarea unui amestec format din 70 % $CaCO_3$, 22 % CaO, 3 % CaF_2, 5 % C. Avantajele care rezultă din utilizarea acestui amestec constau în :

— costul mai scăzut al $CaCO_3$, față de CaO ;

— apariția, în urma descompunerii termice a carbonatului de calciu, unor particule fine de CaO care nu se aglomerează și dispersează ușor în baia metalică ;

— bioxidul de carbon rezultat în urma reacției de descompunere a carbonatului de calciu reacționează cu carbonul din baia metalică, formîndu-se CO care sporește gradul de agitare al băii ;

— pierderile de căldură datorate descompunerii carbonatului de calciu sînt compensate prin reacția exotermă de oxidare a siliciului de către CO_2.

Rezultatele obținute prin injectarea a 9 kg/t de amestec pe bază de carbonat de calciu avînd ca agent purtător argonul (6 l/kg amestec) se prezintă în figura 8. Conținutul inițial de sulf al fontei a fost de 0,035—0,040%, iar conținutul final de 12 ppm în comparație cu 21 ppm obținut în cazul utilizării numai a CaO.

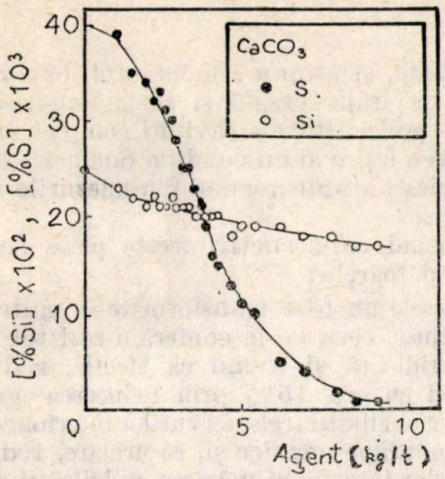


Fig. 8. Influența cantității de carbonat de calciu asupra gradului de desulfurare

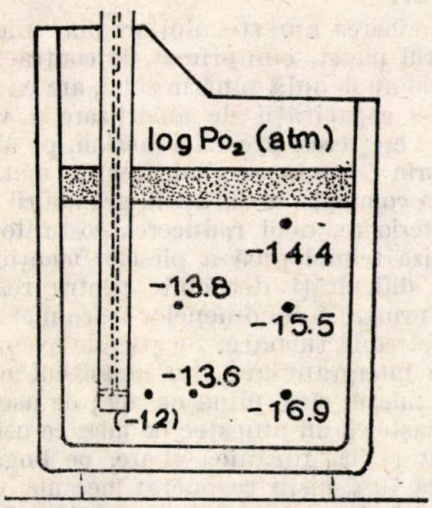


Fig. 9. Distribuția Po_2 în timpul injecției pe la partea superioară a oalei

Ca și în cazul utilizării carbonatului de sodiu s-a urmărit realizarea concomitentă a desulfurării și a defosforării fontelor.

După cum se poate constatata din figura 1 în cazul utilizării CaO, $a_P \leqslant 0{,}001$ și $a_S \leqslant 0{,}001$ atunci cînd $a_O \geqslant 0{,}1$ și respectiv $a_O \geqslant 0{,}001$, condițiile pentru desfășurarea reacției de defosforare trebuie să fie diferite de cele pentru desulfurare. Acest impediment poate fi rezolvat prin aplicarea tehnologiei injecției amestecurilor de $CaO—CaF_2$ sau $CaO—CaF_2—Fe_2O_3$, acestea fiind injectate adînc în interiorul băii metalice cu gaz purtător $O_2—N_2$.

În figura 9 este prezentată distribuția p_{O_2} corespunzătoare injecției pe la partea superioară a oalei. Se constată că valorile lui p_{O_2} sînt ridicate în zona de injectare și se micșorează spre interfața aliaj-zgură, atingînd valori minime după ce fluxul de aliaj lichid este reflectat spre partea inferioară a oalei.

Concluzii

Tratamentul fontelor prin injecție cu Na_2CO_3 sau CaO creează condiții pentru obținerea unor conținuturi foarte scăzute de sulf și fosfor.

Injectarea de Na_2CO_3 îmbunătățește condițiile de microclimat din turnătorii, putîndu-se obține grade de desulfurare de 80% și de defosforare de 90%.

Prin tratarea fontelor cu amestecuri de CaO—Al se pot obține grade de desulfurare cu mult mai mari (circa 90%) în comparație cu cele realizate la injectarea de CaO.

BIBLIOGRAFIE

[1] Eketorp, S., *Pretreatment of raw iron.* Lectures at the Beijing University of Iron and Steel Technology, Beijing, sept.-oct., 1983.

[2] Emi, T. și Iida, T., *Impact of injection metallurgy on the quality of steel products.* 3-rd International Conference on refining of iron and steel by powder injection, Luleå, Suedia, Jun., 15—17, 1983.

[3] Inoue, H., Shigeno, Y. și Tokuda, M. *Simultaneous desulfurization and dephosphorization of hot metal by $CaCl_2$—CaO flux.* 2-nd International Conference on injection metallurgy, Luleå, Suedia, iunie 12—13, 1980.

[4] Koros, P. J., *Review of existing techniques for desulphurization of hot metal or why so many process.* 3-rd International Conference on refining of iron and steel by powder injection, Luleå, Suedia, iun. 15—17, 1983.

[5] Leclercq, F., Reboul, J. P. și Gatellier, C., *Hot metal desulphurization by injection of lime.* 3-rd International Conference on refining of iron and steel by powder injection, Luleå, Suedia, iun. 15—17, 1983.

[6] Narita, K. și Tomita, A., *Desulphurization kinetics in calcium injection process.* The second Japan-Sweden Symposium on ferrous metallurgy, Tokyo, dec. 11—12, 1978.

Tendinţe în proiectarea şi turnarea pieselor pentru maşini-unelte

ing. A. Mitrofan, ing. V. Deceanu,
ing. A. Mureşan, tehn. V. Sopa
şi tehn. V. Giurgiu
Întreprinderea mecanică Alba Iulia

CZ : 621.74.03 : 621.9

Uşurarea pieselor turnate constituie principala direcţie în reducerea greutăţii maşinilor-unelte, cunoscut fiind faptul că ponderea acestora în construcţia unei maşini este între 50 şi 80%.

Evitarea înmagazinării inutile de metal într-o maşină-unealtă a cărei viaţă este de cîteva zeci de ani trebuie să constituie, mai ales acum, preocuparea de bază a fiecărui proiectant şi a fiecărei turnătorii.

Creşterea complexităţii maşinilor-unelte şi, în consecinţă, a pieselor turnate a creat serioase dificultăţi şi în obţinerea de piese turnate bune, dificultăţi care în multe cazuri se datoresc construcţiei greşite din punct de vedere tehnologic a acestora, dar în aceeaşi măsură şi alegerii unei tehnologii de turnare inadecvate.

Calitatea pieselor turnate influenţează în mod deosebit precizia maşinilor-unelte, parametru care depinde de următorii factori :

— rezistenţa la uzură a principalelor piese (batiu, sănii, carcase etc.), conferită de structura metalografică realizată ;

— stabilitatea dimensională în timp, care depinde de construcţia piesei, de eliminarea tensiunilor interne prin metoda de turnare realizată sau prin tratament termic ;

— capacitatea de amortizare a vibraţiilor.

Din punct de vedere metalurgic, unul din procesele cele mai eficace pentru obţinerea de fonte care să confere pieselor turnate proprietăţile sus-menţionate este modificarea, proces care fără a modifica sensibil compoziţia chimică a acestora are următoarele efecte :

— obţinerea din turnare a unei structuri perlitice în toată masa piesei şi, ca urmare, creşterea bruscă a caracteristicilor mecanice ;

— mărirea numărului de celule eutectice la cristalizarea primară şi, ca urmare, finisarea separărilor de grafit ;

— o uşoară compactizare a separărilor de grafit.

Realizarea pieselor turnate din fontă modificată a permis realizarea unor maşini-unelte cu precizie ridicată, cu fiabilitate deosebită în timp dar cu consum de metal ridicat.

Pentru reducerea consumului de metal, filiala I.C.S.I.T.-Titan Bacău a reproiectat maşina de alezat şi frezat Φ125 mm, principalele piese turnate urmînd a fi realizate la I.M. Alba Iulia ; ca noutate în construcţia acestei maşini este faptul că cinci din cele opt piese turnate importante, şi anume : montantul, batiul, braţul, sania transversală şi sania longitudinală, au fost proiectate cu cavităţi complet închise, fără nici o ieşire şi cu condiţia rămînerii în interiorul piesei a amestecului din miezurile care le realizează.

Analizînd constructiv aceste piese se constată următoarele :

— piesele au fost transformate în cadre perfect închise, ceea ce le conferă o rezistenţă mecanică ridicată şi avînd ca efecte : reducerea greutăţii cu cca 15% prin reducerea grosimii pereţilor şi eliminarea nervurilor interioare ; evitarea nodurilor termice şi, ca urmare, reducerea tensiunilor interne şi mărirea stabilităţii dimensionale în timp ; eliminarea bavurilor interioare şi, ca urmare, eliminarea amorselor de fisuri sau crăpături ;

— rămînerea amestecului ars din miezuri în interiorul piesei, comprimat de contracţia piesei din stare lichidă pînă în solid, are ca efecte : creşterea capacităţii de amortizare a vibraţiilor, deci creşterea preciziei maşinii, pe altă cale decît prin consum suplimentar de metal ; eliminarea completă a curăţirii, grunduirii şi vopsirii interioare, deci reducerea costurilor.

Analiza tehnologică a pieselor menţionate a relevat dificultăţi deosebite pentru realizarea lor, ca urmare a fenomenelor fizico-metalurgice ce se petrec la turnare. Se ştie, de exemplu, că spaţiile intergranulare din amestecul ce alcătuieşte miezul sînt pline cu aer ; de asemenea, se cunoaşte că un amestec de miez ce utilizează ca liant răşina furanică şi are, pe lîngă nisip nou, cca 70% nisip regenerat mecanic conţine 5—7% părţi combustibile provenite din catalizator şi pelicula de răşină polimerizată, care generează între 50—70 cm^3 de gaze pe cm^3 de amestec.

Aceste gaze, împreună cu aerul intergranular, la temperatura de turnare de 1 370°C îşi măresc presiunea, creînd pericolul de apariţie a sulfurilor în piese şi chiar de explozie a acesteia în stare lichidă, pericol agravat mai ales în situaţia pieselor cu cavităţi complet închise, cum sînt cele menţionate.

În aceste condiţii, pentru a nu înrăutăţi condiţia de cadru de rezistenţă, gîndită de proiectant, şi a permite totodată evacuarea gazelor din interiorul piesei fără a risca pierderea nisipului din cavităţile închise, s-au experimentat două soluţii :

— realizarea miezurilor în ciorchine, pe o armătură din țeavă care străbate pereții interiori și exteriori ai piesei.

Țeava, cu o grosime de perete de cca 4 mm pentru a rezista temperaturii și presiunii metalostatice, este prevăzută cu găuri și învelită cu șnur pentru aerisire pe două treimi din lungimea ei cuprinsă în miez (fig. 1).

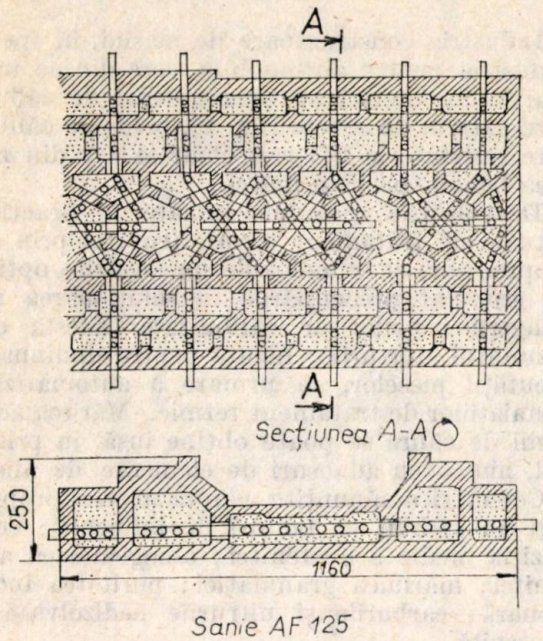


Fig. 1. Realizarea miezurilor în ciorchine, pe armături de țeavă

O atenție deosebită s-a acordat etanșării miezului pe pereții țevii astfel încît să se evite pătrunderea metalului lichid în armătură și, de asemenea, conducerii gazelor de la ieșirea țevii din peretele exterior al piesei în afara formei. Pentru dirijarea gazelor din miezuri înspre țeavă, acestea s-au vopsit cu vopsea refractară, de astă dată aceasta avînd doar rol de strat izolator, impermeabil la gaze.

Pentru realizarea stabilității miezurilor, pe țeavă s-au sudat armături suplimentare din fier beton Ø8—12 mm.

Soluția adoptată a dat rezultate, însă este greoaie în cazul miezurilor în mai multe plane, situație în care se impune realizarea de armături spațiale, greu de executat și cu care echilibrarea miezurilor la montarea în formă este aproape imposibilă.

De asemenea, soluția este limitată la piese relativ mici (1000 × 2000 × 500 mm) întrucît toate miezurile legate printr-un sistem de armătură trebuie realizate în aceeași cutie;

— încastrarea în pereții piesei turnate a unei bucșe cilindrice (fig. 2) montate în fiecare miez, înălțimea cu care depășesc suprafața miezului fiind egală cu grosimea de perete a piesei.

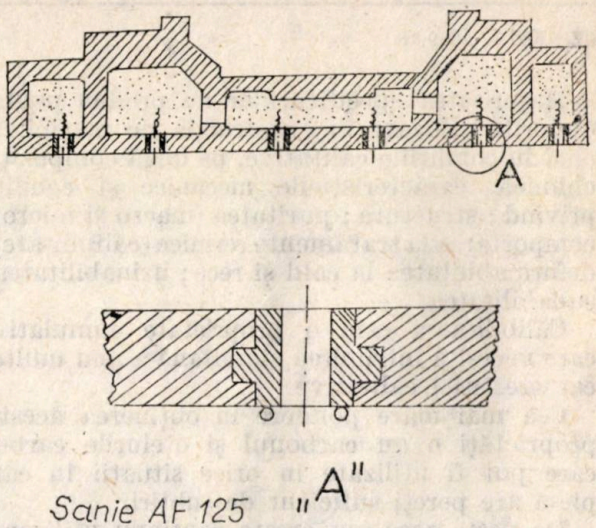


Fig. 2. Evacuarea gazelor din cavitățile închise prin bucșe cilindrice încastrate în pereții piesei

Soluția este avantajoasă, permițînd execuția și montarea independentă a miezurilor în formă și vopsirea mai corectă a acestora; de asemenea este mai puțin costisitoare, eliminînd consumul mare de metal și de manoperă pe care le presupune realizarea armăturilor „monobloc" de la prima soluție.

Soluția presupune însă o precizie deosebită în lucru pentru etanșarea perfectă a bucșei cu miezul și forma, corelarea perfectă a canalului de evacuare a gazelor din formă cu gura bucșei, consolidarea bucșei în miez pentru a evita antrenarea ei de jetul de metal lichid.

După cum se observă, ambele soluții presupun măsuri deosebite atît la execuția miezurilor și formelor cît și la asamblarea acestora, precum și o perfectă cunoaștere de către tehnolog și formator a fenomenelor care se petrec în interiorul formei la turnarea metalului lichid.

Experimentările efectuate în turnătoria I. M. Alba Iulia au demonstrat însă că pe oricare din cele două căi se pot obține, cu condiția respectării stricte a tehnologiei stabilite, piese turnate bune, ceea ce deschide perspective noi în construcția de mașini-unelte.

Intervenţii în tehnologiile de elaborare, turnare şi prelucrare la cald pentru ameliorarea călibilităţii unor oţeluri *(Lucrare de sinteză)*

Ing. Nicoleta Cătuneanu
şi ing. Mihaela Istrătescu
Institutul de cercetări metalurgice

CZ : 620.17 : 669.18

Majoritatea specificaţiilor de produs pentru oţelurile utilizate în construcţia de maşini includ în condiţiile calitative, pe lîngă compoziţia chimică, caracteristicile mecanice şi condiţii privind : structura ; puritatea (macro şi micro) ; comportarea la tratamente termice (călibilitate) ; deformabilitatea la cald şi rece ; uzinabilitatea ; sudabilitatea.

Călibilitatea este o proprietate cumulativă care necesită întrunirea simultană a mai multor caracteristici calitative.

Cea mai mare pondere în obţinerea acestei proprietăţi o au carbonul şi oţelurile carbon care pot fi utilizate în orice situaţii în care piesa are pereţi suficient de subţiri.

De peste zece ani creşte continuu utilizarea oţelurilor carbon, care înlocuiesc din ce în ce mai mult oţelurile slab aliate (fig. 1).

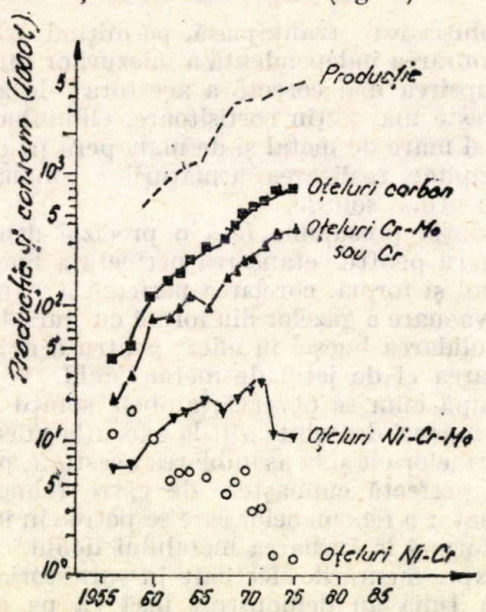


Fig. 1. Evoluţia consumului de oţel în industria de automobile japoneză

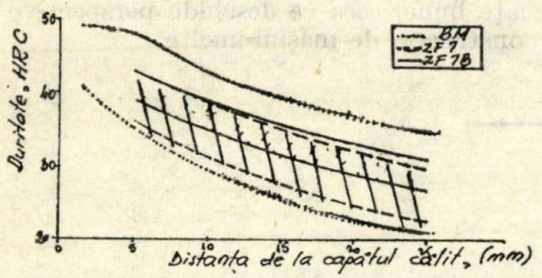


Fig. 2. Benzile pentru oţeluri Mn-Cr utilizate în industria de automobile din R.F.G.

Industria constructoare de maşini, în special industria pentru automobile, cere din ce în ce mai mult oţeluri cu caracteristici de călibilitate extrem de severe (fig. 2), benzi de călibilitate restrînse la 2/3 sau chiar la 1/2 din lăţimea benzii specifice mărcii.

Dezvoltările recente utilizate în practicile actuale de tratament termic (control prin microprocesor) şi tehnologiile de încălzire optimă au stimulat preocupările în soluţionarea restrîngerii benzilor de călibilitate. Acesta este rezultatul eforturilor făcute pentru diminuarea greutăţii pieselor, ca urmare a automatizării instalaţiilor de tratament termic. Mărirea adîncimii de călire se poate obţine însă, în principal, numai cu adaosuri de elemente de aliere.

Cercetări amănunţite asupra acestei proprietăţi au stabilit ca factori de influenţă : compoziţia medie a austenitei ; omogenitatea austenitei ; mărimea granulaţiei ; puritatea incluzionară ; carburile şi nitrurile nedizolvate în austenită.

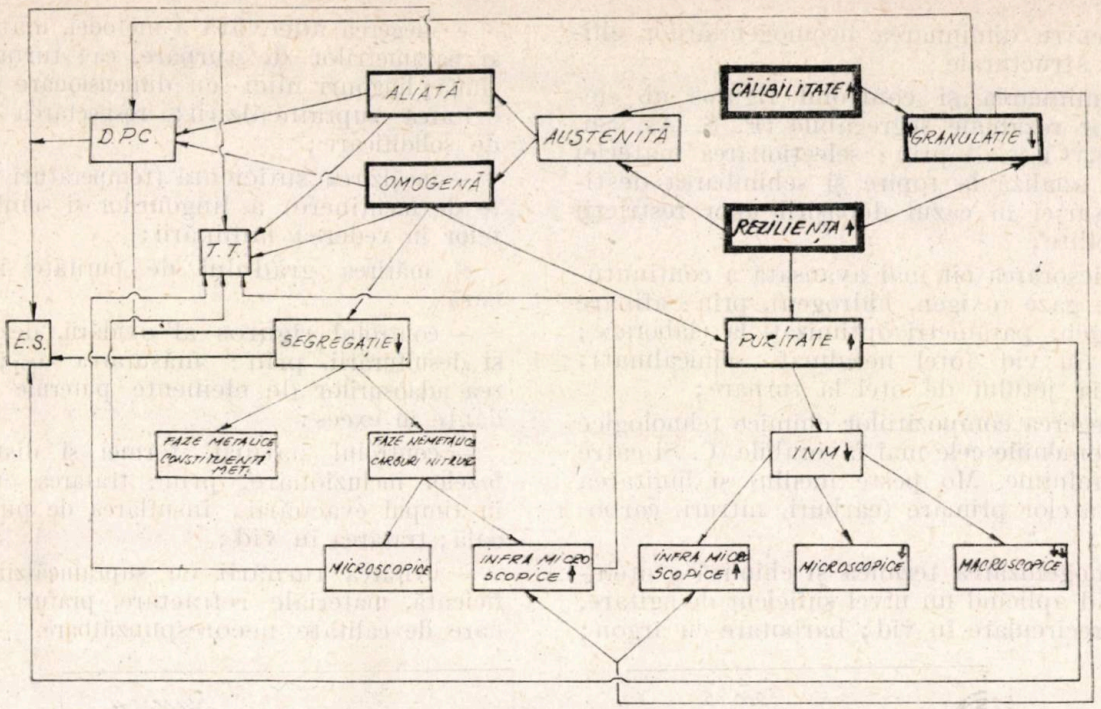
Relaţiile care se stabilesc între călibilitate şi celelalte cerinţe şi caracteristici metalurgice ale oţelului sînt prezentate în schema 1.

În lucrarea de faţă autorii nu-şi propun prezentarea influenţei diferitelor elemente de aliere asupra călibilităţii (fig. 3), ci, considerînd gradul de aliere impus prin compoziţia de marcă, se vor analiza posibilităţile tehnologice care să pună în valoare cît mai complet calităţile oţelului. Totuşi, ţinînd seamă că în fluxul tehnologic fiecare element (interstiţial în primul rînd) prezent în oţel se comportă specific, corelat cu mărimea razei sale atomice (volumul atomic determinînd nivelul „frecării interne" şi prin aceasta transferul masic prin difuzie), compoziţia tehnologică şi alegerea parametrilor se vor orienta spre obţinerea solubilizării maxime în austenită şi a omogenizării acesteia.

De asemenea, nu se urmăreşte utilizarea măririi granulaţiei austenitice ca mijloc de creştere a călibilităţii, întrucît oţelurile analizate sînt de puritate, cu granulaţie fină şi cu prescripţii de rezistenţă la şoc.

În principal, se are în vedere ca, analizînd „starea de fapt", să se identifice cît mai complet (conf. schemei 1) cauzele care diminuează şi dispersează valorile de călibilitate, astfel încît să se prevadă măsuri cu acţiune favorabilă.

Printre aceste condiţionări, se pot enumera : diminuarea neomogenităţilor chimice (inclusiv



Schema 1. Relații între factorii de influență ai călibilității și rezilienței

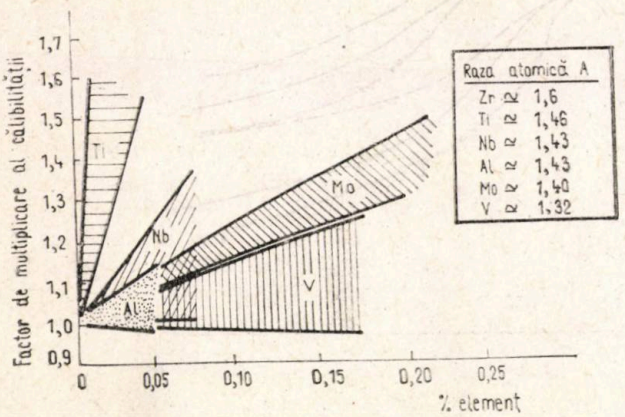


Fig. 3. Influența elementului de aliere dizolvat în austenită asupra factorului de multiplicare al călibilității (austenitizat la 1200°C)

restrîngerea limitelor) și structurale; mărirea gradului de puritate macro- și microscopică; limitarea precipitatelor, fazelor care blochează elementele de aliere.

Asemenea obiective implică măsuri începînd de la elaborare, încă de la pregătirea materiei prime, asigurarea condițiilor optime de tratare în oală, turnare — solidificare și prelucrare la cald, reclamînd în principal: concepții tehnologice adecvate; mijloace materiale (materii prime, instalații, aparataj corespunzător); disciplină tehnologică.

În acest sens, ca mijloace prin care se are în vedere să se acționeze, se menționează:

a) pentru alierea riguroasă în limite restrînse, corecții de aliere prin ecluză în vid, insuflare de pulberi în oală, conducerea computerizată a procesului de aliere asigură performanțe în restrîngerea benzii de călibilitate (fig. 4).

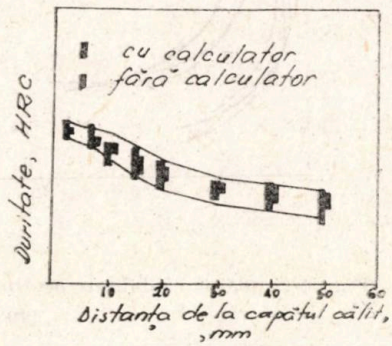


Fig. 4. Împrăștierea rezultatelor de călibilitate cu sau fără calcul automatizat al corecțiilor de aliere pe calculator (30 șarje de oțel 41Cr4)

În acest scop este necesar să se asigure: cîntărirea oțelului din oală, analize rapide pe probe prelevate din oală, transmise prin poșta pneumatică și analizate în minimum de timp, rezultatele fiind preluate de calculator și afișate în cabina instalației de tratament; instalație de aliere, complet și corect dotată (număr suficient de buncăre, cîntărire exactă), care să opereze în timpi minimi; materiale (în principal feroaliaje) corespunzătoare și omogene, chimic și granulometric; controlul și utilizarea efectului pozitiv al elementelor reziduale (Cr, Ni, Mo, Cu, W, Si) în oțeluri nealiate;

b) pentru diminuarea neomogenităţilor chimice şi structurale:

— diminuarea şi controlul riguros al elementelor reziduale segregabile (P, S, As, Sn, Sb, Pb, Cu ş.a.) prin: selecţionarea materiei prime; analiză la topire şi schimbarea destinaţiei şarjei în cazul depăşirii unor restricţii prestabilite;

— micşorarea cît mai avansată a conţinuturilor de gaze (oxigen, hidrogen), prin: afinare cu oxigen, parametri optimizaţi la elaborare; tratare în vid (oţel necalmat, semicalmat); protecţia jetului de oţel la turnare;

— alegerea compoziţiilor chimice tehnologice către domeniile cele mai favorabile (C, Si către valori minime, Mo peste mediu) şi limitarea precipitatelor primare (carburi, nitruri, carbonitruri);

— omogenizarea termică şi chimică a oţelului lichid aplicînd un nivel suficient de agitare, prin: recirculare în vid; barbotare cu argon;

— alegerea adecvată a metodei, materialelor şi parametrilor de turnare, ca: turnare continuă; lingouri mici cu dimensionare optimă; evitarea supraîncălzirii; respectarea duratei de solidificare;

— încălzirea suficientă (temperaturi şi durate de menţinere) a lingourilor şi semifabricatelor în vederea laminării;

c) mărirea gradului de puritate incluzionară:

— controlul riguros al oxidării, dezoxidării şi desulfurării, prin: măsurarea $a_{[O]}$; evitarea adaosurilor de elemente puternic dezoxidante în exces;

— controlul naturii, formei şi distribuţiei fazelor incluzionare, prin: tratarea cu zgure în timpul evacuării; insuflarea de pulberi în oală; tratarea în vid;

— evitarea turnării cu supraîncălzire insuficientă, materiale refractare, prafuri de turnare de calitate necorespunzătoare.

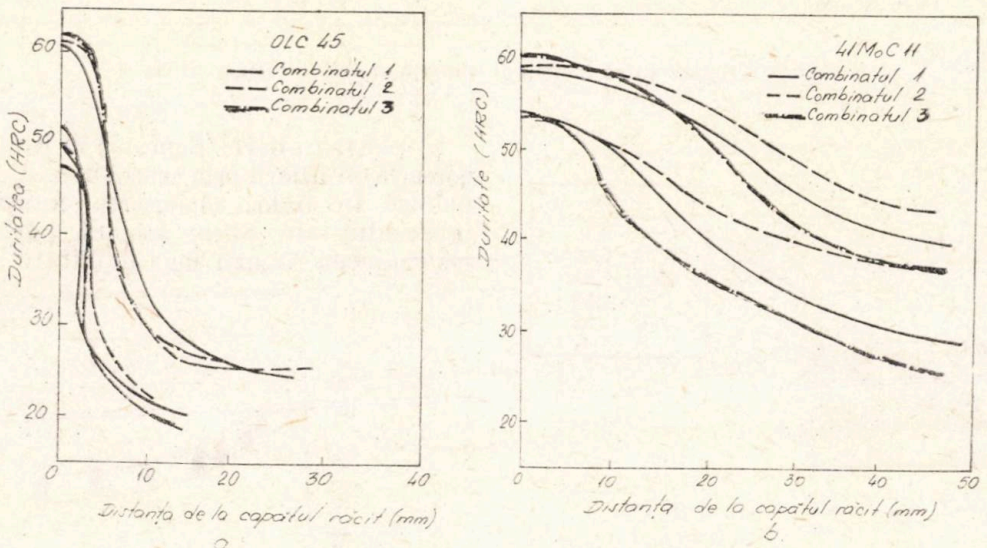
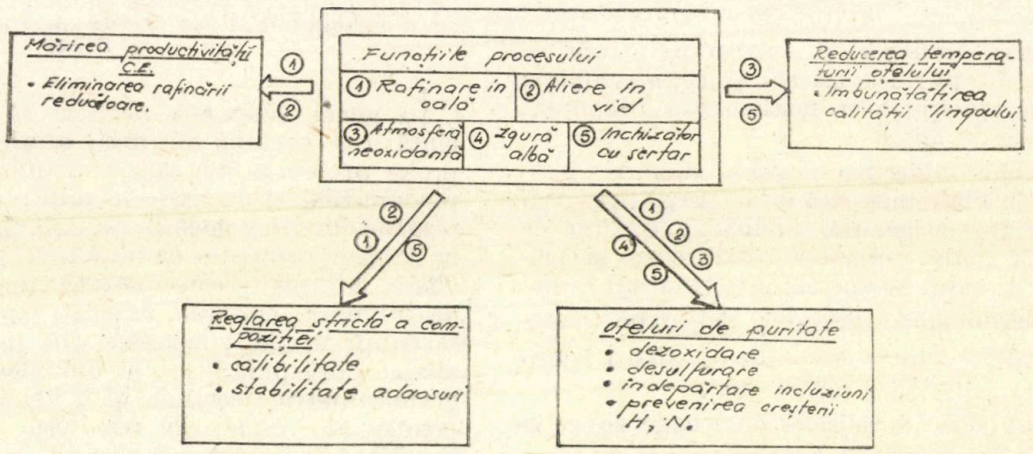
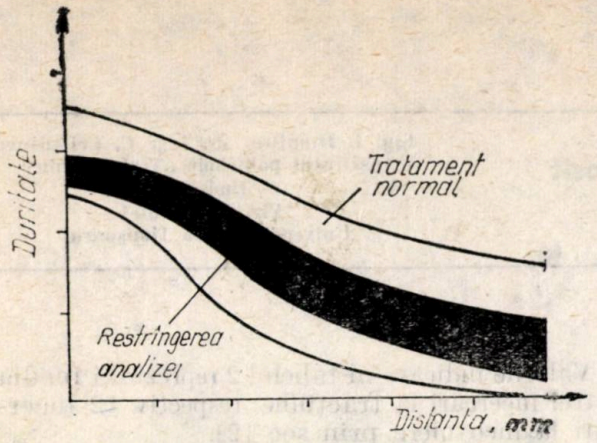


Fig. 5. Banda de călibilitate pentru mărcile de oţel OLC 45 şi 41 M_0C11 trasată pe baza şarjelor provenite de la diferite combinate

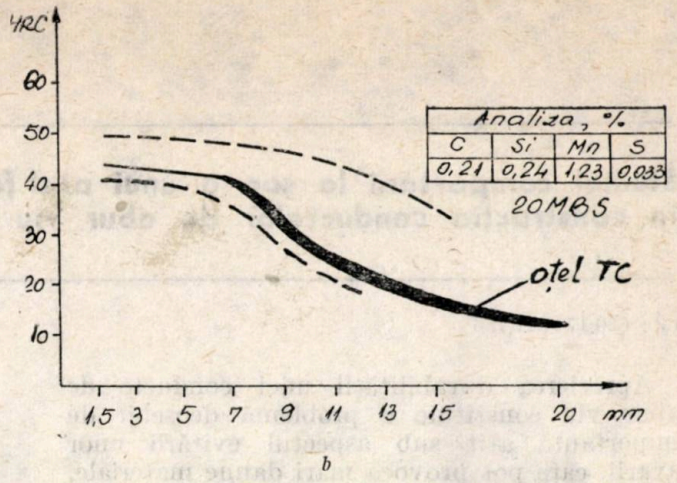


Schema 2. Relaţii între funcţiile de rafinare şi utilizarea tratării în oală



a

Fig. 6, *a*. Reprezentarea schematică a efectului practicii de restrîngere a analizei asupra benzilor Jominy tratate cu Si—Ca în oală



b

Fig. 6, *b*. Dispersia încercării Jominy observată pe probe prelevate de la început, mijloc şi sfîrşit de turnare

Se remarcă necesitatea optimizării (a alegerii între două condiţii diferite) a unora din dezideratele tehnologice cum ar fi :

— gradul de recirculare a oţelului în vid : mai mare decît 3,5 pentru degazare avansată (dehidrogenare, denitrurare, dezoxidare mai ales la tratarea necalmată a oţelului) dar mai mic decît 4,5 pentru evitarea reoxidării de la refractare ;

— temperatura de turnare : supraîncălzire minimă pentru micşorarea neomogenităţii segregaţiei ; supraîncălzire mare pentru purificarea în incluziuni nemetalice în timpul solidificării lingoului.

Măsurile enumerate sînt necesare întrucît se semnalează abateri frecvente la înscrierea în benzi restrînse de călibilitate a oţelurilor de tratament termic la diferiţi furnizori, ceea ce atenţionează asupra existenţei unor factori permanenţi cu acţiune în defavoarea acestei proprietăţi. S-au semnalat de asemenea tendinţe proprii (aluri tipice pentru fiecare producător în cadrul aceleiaşi mărci conform figurii 5).

Se mai practică tehnologii de elaborare cu două zgure cu sau fără tratare în vid fără corecţii de aliere în vid, cu turnare în lingouri mari, de 4—6 t, cu stare tehnologică dezavantajoasă.

Tehnologiile folosite de peste 10—15 ani în Franţa, Suedia, R.F.G., Japonia ş.a. impun acestor oţeluri, alături de turnarea continuă, tratarea în vid.

Avantajele tratării în vid sînt prezentate în schema 2.

Modificarea alurii benzilor de călibilitate Jominy prin tehnici de metalurgie în oală (*a*) sau turnare continuă (*b*) este prezentată în figura 6.

Toate aspectele prezentate subliniază necesitatea orientării concepţiei tehnologice spre soluţii noi, incluzînd ansamblul de măsuri arătat.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 2, 1986

Stabilirea compoziţiei optime a încărcăturilor de cărbune după datele cercetărilor de laborator, p. 11 — Cercetarea cărbunilor obişnuiţi şi a concentratelor de la fabrica de îmbogăţire Baidaev, p. 15 — Utilizarea deşeurilor de uleiuri rezultate de la laminare la brichetarea cărbunilor, p. 16 — Studierea caracteristicilor de structură ale cărbunilor şi cercetarea particularităţilor de microconcasare, p. 18 — Controlul calităţii gazului de recirculare în instalaţiile de stingere uscată a cocsului, p. 20 — Posibilităţile de reglare a structurii şi a unor proprietăţi ale cocsului prin tratamentul termic al acestuia în atmosferă de hidrocarburi, p. 22 — Asimilarea tehnologiei de fabricaţie a cocsului de gudron răcit la combinatul metalurgic Cerepoveţ, p. 25 — Echivalenţi la tobă de durificarea cocsului în instalaţiile de stingere uscată, p. 28 — Introducerea în practica industrială a schemei tehnologice de extracţie a hidrocarburilor benzenice în absorbere de capacitate mare unitară, p. 42 — Îndepărtarea prafului din emanaţiile de gaze în industria cocsochimică, p. 44 — Cercetarea capacităţii de solicitare la exploatarea subansamblurilor construcţiilor metalice ale răsturnătorului de vagoane VRS-125, p. 46 — Filtre cu vid pentru separarea fazei solide din masele pulpelor rezultate de la fabricile de preparare a cărbunilor, p. 47 — Organizarea muncii în acord global, p. 50 — Introducerea sistemului complex de comandă a calităţii produselor, în industria cocsochimică, p. 52 — Creşterea eficienţei instalaţiilor de stingere uscată a cocsului, p. 55.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 4, 1986

Aur şi bani — o retrospectivă cu referiri asupra prezentului, p. 143 — Conducerea cuptoarelor de încălzire cu ajutorul microprocesoarelor — prezentată prin exemplul unui laminor de sîrmă şi profiluri fine, p. 147 — Transmiterea prin convecţie a căldurii — experienţa de exploatare cu o cameră de preîncălzire a ţaglelor pentru ţevi, p. 155 — Reconstrucţia instalaţiilor de turnare continuă a bramelor, în uzina Rheinhausen a firmei Krupp Stahl AG, p. 161 — Posibilităţi de control al conţinutului de fosfor din minereurile de fier din exploatările miniere, p. 163 — Procedeu spectrometric de analiză rapidă pentru controlul identităţii oţelurilor în timpul fabricaţiei, p. 167 — Sudarea cu arc sub flux prin utilizarea electrozilor sub formă de bandă, p. 173 — Încercare privind comportarea la incendii, asupra unei clădiri a Institutului de cercetări şi control al materialelor din Stuttgart, p. 179 — Sesiunea Controlul materialelor 1985, p. 181 — „Uzina viitorului" un proiect încă nerealizabil, p. 185 — Prelucrarea informaţiilor în domeniul automatizării industriale, p. 83 — Nou din trecut : aniversări metalurgice în anul 1986, p. 100.

Studiul comportării la șoc a unui oțel folosit în construcția conductelor de abur viu

Ing. I. Dumitru, dr. ing. C. Cristuinea
Institutul politehnic „Traian Vuia"
Timișoara
Fiz. P. Laichici
Universitatea din Timișoara

CZ : 620.17 : 621.186

Aprecierea durabilității unei conducte de abur viu constituie o problemă deosebit de importantă atît sub aspectul evitării unor avarii, care pot provoca mari daune materiale, cît și sub cel al economiei de material prin posibilitatea prelungirii duratei de funcționare peste limita indicată de furnizor. Pe lîngă caracteristicile mecanice statice (rezistență la tracțiune, fluaj, duritate) o deosebită importanță în aprecierea rezervei de durabilitate o are și comportarea la șoc deoarece fragilizarea materialului conductei poate determina fisurarea acesteia. Pornind de la aceste aspecte, autorii au studiat în prima etapă influența unor șocuri preliminare de intensitate mare asupra rezilienței unui oțel termorezistent, atît la temperatura ambiantă, cît și la temperatura de 565°C. În a doua etapă s-a analizat procesul de inițiere și propagare a fisurii de oboseală prin șocuri repetate în directă dependență cu stadiul deformațiilor plastice de la baza crestăturii.

Studiul a fost axat, așa cum s-a arătat anterior, pe un oțel termorezistent provenit dintr-o conductă care a funcționat 84556 ore la temperatura de 540°C și presiunea p = 24,4 bar.

Materiale și probe

Analiza chimică a oțelului este prezentată în tabelul 1, iar caracteristicile mecanice la încercările de scurtă durată corespunzătoare temperaturilor de 20 și 565°C în tabelul 2.

Tabelul 1

Compoziție chimică, %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ni	Cu
0,15	0,30	0,46	0,01	0,016	1,00	0,25	0,19	0,13	0,1

Tabelul 2

Caracteristicile mecanice

Temperatura, °C	R_m, mPa	$R_{p0,2}$, MPa	A_5, %	Z, %	KCU, J/cm²
20°	524	328	26,9	68,3	142
565°	318	213	35,5	79	186

Valorile indicate în tabelul 2 reprezintă media a trei încercări la tracțiune, respectiv 12 încercări la încovoiere prin șoc [2].

Modul de prelevare a probelor folosite la încercări este indicat în figura 1.

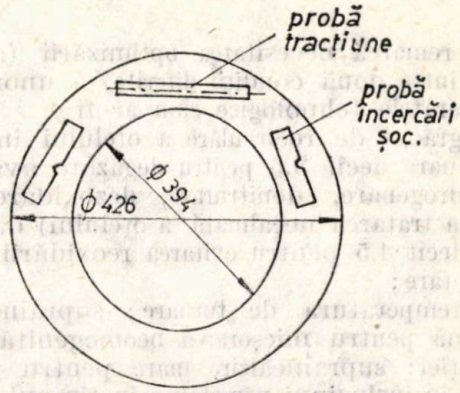


Fig. 1. Modul de prelevare a epruvetelor folosite la încercările de tracțiune și încovoiere prin șoc

Influența șocurilor preliminare asupra rezilienței la temperatura ambiantă și la temperatura de 565°C

Pe un ciocan de tip Charpy cu rezerva maximă de energie de 50,5 J, unor epruvete cu crestătura în formă de U, prelevate din peretele conductei, li s-a aplicat cîte un singur șoc corespunzător energiilor: $W_1 = 5,92$ J, $W_2 = 20,895$, $W_3 = 37,93$ J și $W_4 = 47,185$ J. După aplicarea acestor șocuri, fiecărei epruvete i s-a făcut o analiză riguroasă la microscop pe toată lățimea crestăturii. Corespunzător celor patru energii ale șocurilor preliminare aplicate atît la temperatura de 20°C, cît și la temperatura de 565°C, epruvetele nu au prezentat urme de microfisuri.

Nivelul deformațiilor plastice la baza crestăturii a fost apreciat prin deschiderea crestăturii Δa măsurată la un microscop optic cu precizia de 0,001 mm (fig. 2). În vederea aprecierii omogenității peretelui conductei pe grosimea lui, s-au folosit două loturi de epruvete: unul avînd crestătura spre interior, iar celălalt spre exterior (fig. 1). După măsurători epruvetele la care șocul preliminar s-a aplicat la temperatura de 565°C au fost introduse din nou în cuptor și menținute pînă la stabilizarea temperaturii de 565°C.

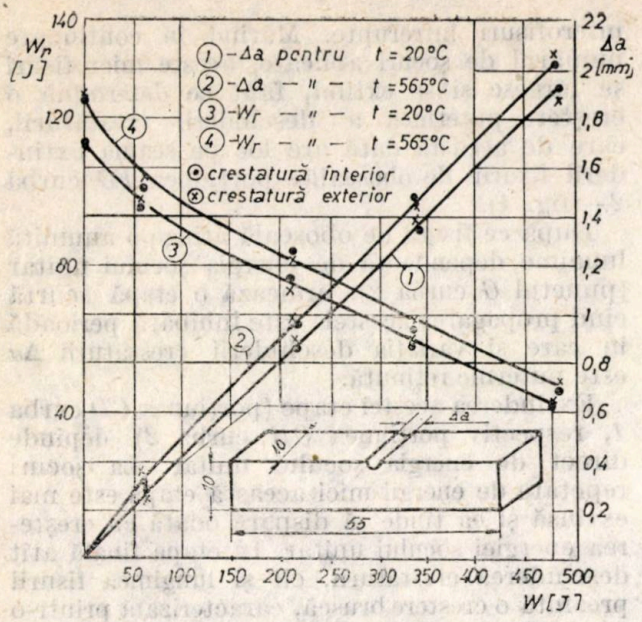


Fig. 2. Variația deschiderii crestăturii Δa și a energiei reziduale de rupere la șoc în funcție de energia șocului preliminar

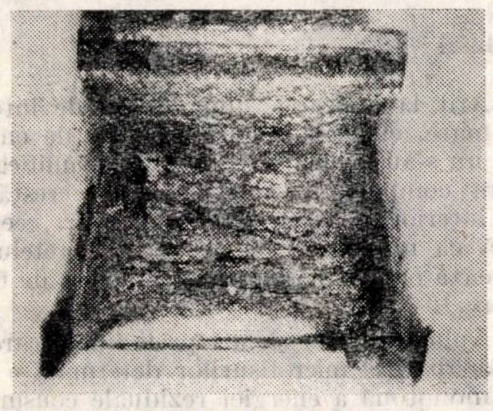


Fig. 3. Secțiunea de rupere a unei epruvete corespunzătoare temperaturii de 565°C

În final, atît aceste epruvete, cît și cele la care șocul preliminar s-a aplicat la temperatura ambiantă au fost rupte prinr-un singur șoc pe un ciocan Charpy cu rezerva maximă de energie de 300 J, determinîndu-se energiile reziduale W_r consumate pentru ruperea probelor [1].

În figura 2 sînt indicate rezultatele experimentale obținute, fiecare punct reprezentînd media a cîte șase epruvete, iar în figura 3 secțiunea de rupere a unei epruvete corespunzătoare temperaturii de 565°C, la care șocul preliminat a avut energia de 47,183 J.

Comportarea la șocuri repetate la temperatură ambiantă

Epruvetele cu crestătură în forma de U prelevate din peretele conductei avînd crestătură spre interior, respectiv spre exterior, au fost supuse la încercări de oboseală prin

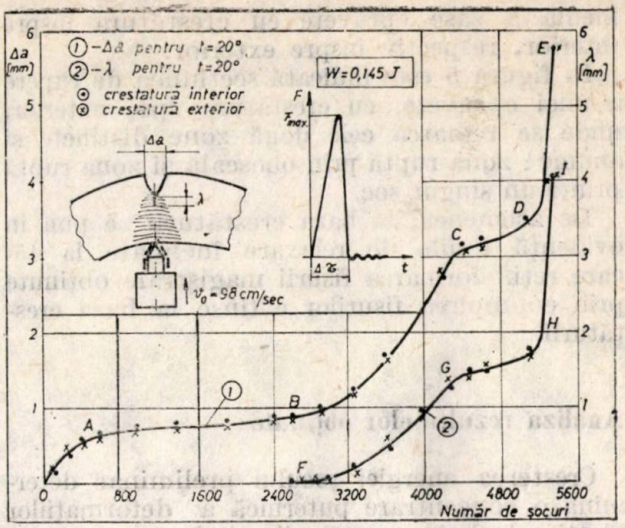


Fig. 4. Variația deschiderii crestăturii Δa și a lungimii fisurii λ în funcție de numărul șocurilor aplicate (W = 0,145 J)

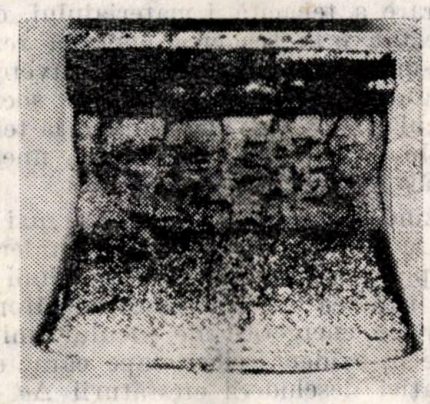


Fig. 5. Secțiunea de rupere prin șocuri repetate

șocuri repetate. Încercările s-au făcut pe o mașină de tip Amsler cu aplicarea șocurilor pe partea opusă crestăturii, corespunzător la patru energii ale șocului unitar pînă la ruperea epruvetelor. Spectrul de solicitare a fost înregistrat pe baza semnalului unor traductori tensometrici care au fost aplicați pe capul de lovire al ciocanului (fig. 4).

După un anumit număr de șocuri citit la contorul mașinii, încercarea a fost oprită, iar epruveta a fost supusă unei analize la microscop, măsurîndu-se deschiderea crestăturii Δa precum și lungimea fisurii λ.

Pînă la apariția microfisurilor s-a făcut și o analiză a tensiunilor remanente la baza crestăturii prin metoda difracției cu raze X.

În figura 4 este prezentată variația deschiderii crestăturii Δa (curba *1*) și a lungimii fisurii λ (curba *2*) în funcție de numărul șocurilor aplicate corespunzător energiei unui șoc unitar W = 0,145 J. Fiecare punct reprezintă

media a șase epruvete cu crestătura înspre interior, respectiv înspre exterior.

În figura 5 este indicată secțiunea de rupere a unei epruvete, cu crestătura spre exterior, unde se remarcă cele două zone distincte și anume : zona ruptă prin oboseală și zona ruptă printr-un singur șoc.

De asemenea, la baza crestăturii se pun în evidență liniile de relaxare înclinate la 45° care reține formarea fisurii magistrale obținute prin contopirea fisurilor extinse la baza crestăturii.

Analiza rezultatelor obținute

Creșterea energiei șocului preliminar determină o concentrare puternică a deformațiilor plastice la baza crestăturii atît la temperatura ambiantă, cît și la temperatura de 565°C. În figura 2 acest fapt este evidențiat prin creșterea deschiderii crestăturii Δa corespunzătoare ambelor temperaturi. Mărirea coeficientului de concentrare al deformațiilor plastice determină o micșorare a tenacității materialului, ceea ce s-a reflectat prin scăderea energiei reziduale W_r, consumate pentru ruperea epruvetelor solicitate anterior [1]. Încercările la șocuri repetate, chiar dacă s-au făcut numai la temperatura ambiantă, au pus în evidență unele particularități specifice oțelului studiat.

Analizînd figura 4 se constată mai multe etape caracteristice în variația deschiderii crestăturii, precum și în variația lungimii fisurii pînă la ruperea probei. Corespunzător celor patru nivele energetice ale șocului unitar au fost puse în evidență cinci etape caracteristice ale variației deschiderii crestăturii Δa și trei etape ale variației lungimii fisurii. Odată cu creșterea numărului de șocuri aplicate apare o primă etapă relativ scurtă *OA* de creștere a deschiderii crestăturii (fig. 4).

Urmează apoi a doua etapă caracterizată printr-o creștere relativ înceată a deschiderii crestăturii Δa și care se prelungește pînă în punctul de inflexiune *B*. Analiza tensiunilor remanente la baza crestăturii prin metoda difracției cu raze X a dovedit, în această etapă, o creștere puternică a tensiunilor remanente.

Corespunzător punctului *B*, la baza crestăturii, pe toată lățimea epruvetei apar primele microfisuri întrerupte. Mărind în continuare numărul de șocuri aplicate, aceste microfisuri se lărgesc și se extind, fapt ce determină o creștere puternică a deschiderii crestăturii, care de această dată are loc pe seama extinderii fisurii de oboseală—porțiunea *FG* curba *2*—(fig. 4).

După ce fisura de oboseală atinge o anumită lungime dependentă de energia șocului unitar (punctul *G* curba *2*), urmează o etapă scurtă cînd propagarea acesteia este inhibată, perioadă în care și variația deschiderii crestăturii Δa este puternic reținută.

Extinderea acestei etape (porțiunea *CD* curba *1*, respectiv porțiunea *GH* curba *2*) depinde direct de energia șocului unitar. La șocuri repetate de energii mici această etapă este mai extinsă și ea tinde să dispară odată cu creșterea energiei șocului unitar. În etapa finală atît deschiderea crestăturii, cît și lungimea fisurii prezintă o creștere bruscă, caracterizată printr-o pantă foarte înclinată care se apropie de verticală.

Concluzii

— Atît la aplicarea unor șocuri de intensitate mare, cît și la șocuri repetate de energii mici, nu s-au evidențiat diferențe semnificative asupra comportării epruvetelor cu crestătura spre interior, respectiv spre exterior, ceea ce atestă că materialul pe grosimea peretelui își păstrează omogenitatea după 84 556 h de funcționare.

— Aplicarea unor șocuri preliminare care nu duc la apariția microfisurilor determină o scădere monotonă a energiei reziduale consumate pentru ruperea printr-un singur șoc.

— Analiza comportării la șocuri repetate a dovedit că materialul după 84 556 h de funcționare manifestă încă o capacitate ridicată de inhibare și de propagare a fisurii de oboseală.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dumitru, I., Cristuinea, C. și Laichci, P. *Some Aspects Regarding Impact Behaviour of Steel For Live-Steam Pipes.* În : Buletinul științific și tehnic al Institutului politehnic-Timișoara, Seria Mecanica, 1986.

[2] Gash, T. P. *Effects of Fatique Stressing on the Impact Strength of Notched Mild Steel.* În : Journal of the Institution of Engineerings, India, vol. 54, 1975, p. 22.

Dr. ing. Teodora Badea,
dr. chim. V. Brînzoi, dr. ing. Maria Nicola
Institutul politehnic — București

Epurarea electrochimică a apelor reziduale de la secțiile de galvanizare. Ape impurificate cu ioni Cr^{6+}

CZ : 628.543

Dezvoltarea deosebită a industriei construcțiilor de mașini în ultimele decenii a atras după sine extinderea unei ramuri a electrometalurgiei în medii apoase — galvanotehnica. Apele reziduale rezultate de la spălarea pieselor acoperite galvanic sau tratate electrochimic conțin impurificatori toxici, adeseori nebiodegradabili Cr^{6+}, CN^- etc., care impun epurarea lor înainte de deversare în circuitul natural.

Îndepărtarea combinațiilor cromului hexavalent se realizează prin reducerea chimică sau electrochimică la ioni Cr^{3+}, mai puțin toxici și ale căror combinații sînt în majoritatea lor insolubile.

Metodele chimice au dezavantajul că sînt eficiente într-un domeniu limitat de *p*H — acid — și necesită reactanți pentru realizarea reacției de reducere.

Metodele electrochimice elimină aceste dezavantaje și, în plus, odată cu îndepărtarea ionilor ce conțin Cr^{6+} se pot îndepărta și alți impurificatori. Tratamentul electrochimic constă în supunerea apelor contaminate unei electrolize cu anozi solubili din aluminiu aliat cu 0,01—1% indiu sau galiu [1], precum și din fier sau alt material feros [2], [5].

În cazul utilizării anozilor din fier (oțel carbon), ca urmare a desfășurării electrolizei au loc următoarele procese :

— la catod : *a*) reducerea ionilor H^+ și deci alcalinizarea spațiului catodic ; *b*) reducerea ionilor Cr^{6+} la Cr^{3+}, care împreună cu ionii OH^- formează un precipitat insolubil, $Cr(OH)_3$;

— la anod : ionizarea fierului conform reacției :

$Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2\,e$. Ionii Fe^{2+} precipită sub formă de hidroxid feros, instabil, care în prezența oxigenului dizolvat trece parțial în hidroxid feric.

Produsul total de reacție este un complex hidroxidic insolubil care înglobează ionii impurificatori sub formă de $Cr(OH)_3$. Prezența complexului de fier face ca hidroxidul de crom — substanță amfoteră, care în mod normal necesită un domeniu specific de *p*H pentru precipitare completă — să nu mai fie sensibil la *p*H, acesta putînd varia în limite foarte largi (*p*H = 4 — 11).

Lucrarea de față prezintă studii de epurare a unor ape sintetice, impurificate cu ioni CrO_4^{2-}, folosind electrozi confecționați din oțel carbon. S-a urmărit găsirea unor condiții de electroliză pentru care metoda este eficientă și economică.

Procedeu experimental

Studiile au fost efectuate pe ape sintetice, conținînd 200 ppm Cr^{6+} și 20 g/l sulfat de sodiu necesar pentru creșterea conductibilității. Soluția inițială și filtratul după electroliză au fost supuse analizei pentru dozarea ionului Cr^{6+} și Cr^{3+}, după metoda iodometrică și respectiv manganometrică.

S-a folosit o celulă de formă paralelipipedică confecționată din plexiglas, avînd capacitatea utilă de 0,3 l. Anozii și catozii cu dimensiunile 50 × 30 × 1 mm (suprafața utilă — 30 cm^2) au fost confecționați din același material — oțel carbon. Electrozii au fost montați în paralel și în serie la distanța de 0,8 cm. În cazul montării în paralel numărul electrozilor a fost variabil, pe cînd la montajul în serie s-a lucrat cu un număr constant de nouă electrozi, ceea ce corespunde la opt celule electrochimice.

Rezultate experimentale

Electrozii montați în paralel. S-a urmărit eficiența epurării și consumul specific de energie în funcție de densitatea anodică de curent, de suprafața anodică (numărul de anozi) și de timpul de electroliză.

În figura 1 este prezentată dependența eficienței tratamentului de densitatea de curent și de suprafața anodică pentru un timp de elec-

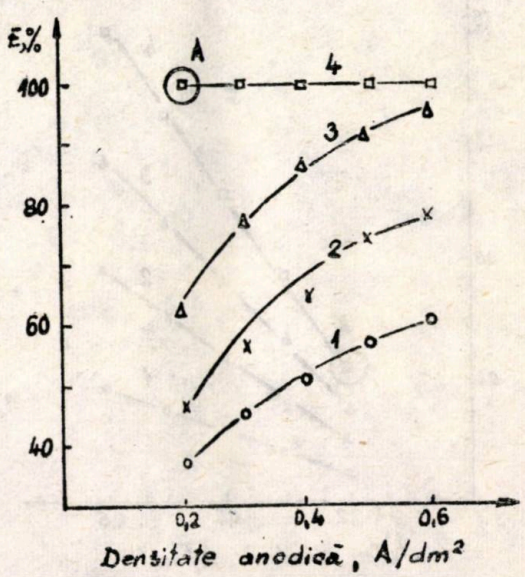


Fig. 1. Eficiența tratamentului în funcție de densitatea de curent pentru suprafețe anodice variabile : *1* — 0,3 dm^2 ; *2* — 0,6 dm^2 ; *3* — 0,9 dm^2 ; *4* — 1,2 dm^2

troliză constant de 30 min. Curbele *1*, *2* și *3* indică o creștere a eficienței atît cu densitatea anodică de curent cît și cu aria anodică. Curba *4* obținută pentru o arie anodică de 1,2 dm² (patru anozi) arată că eficiența de epurare este independentă de densitatea de curent, prezentînd valoarea maximă de 100% chiar la densitatea minimă de 0,2 A/dm².

S-au făcut de asemenea teste cu un număr de patru anozi la densități de curent și timpi de electroliză mai mici (tab. 1). Se constată

Tabelul 1

Eficiența epurării la parametrii de electroliză inferiori punctului A (fig. 2). Suprafața anodică 1,2 dm²

Densitatea anodică de curent, A/dm²	Timpul de electroliză, min	Eficiența tratamentului, *E*, %	Obs.
0,2	30	100,0	Punctul *A*
0,18	30	92,3	
0,15	30	83,9	
0,2	25	83,0	
0,2	20	64,2	

că atît scăderea densității anodice de curent sub 0,2 A/dm², cît și reducerea timpului de electroliză sub 30 min au efecte nefavorabile asupra eficienței tratamentului.

În figura 2 este prezentată dependența consumului de energie (kWh/m³) în funcție de densitatea anodică de curent și aria anodică

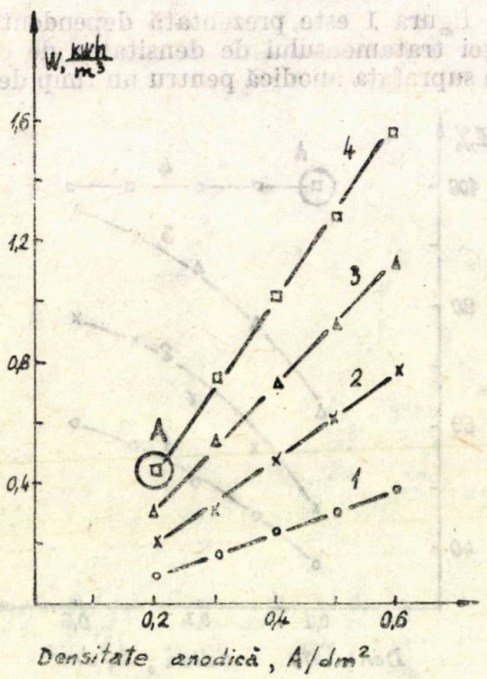


Fig. 2. Dependența consumului specific de energie de densitatea de curent pentru arii anodice variabile: *1*—*0,3* dm²; *2*—*0,6* dm²; *3*—*0,9* dm²; *4*—*1,2* dm²

totală. Dependența este lineară, pantele dreptelor crescînd odată cu mărirea suprafeței anodice.

Astfel, în condițiile montării electrozilor în paralel, o suprafață anodică de 1,2 dm² (patru anozi) asigură o eficiență de 100% la o densitate de curent de 0,2 A/dm² și o durată a tratamentului de 30 min, consumul de energie fiind de 0,45 kWh/m³ (punctul *A* din fig. 1 și 2).

Precipitatul format, care înglobează în el impurificatorul sub formă de hidroxid de crom, are aspect de pudră și este ușor filtrabil. Singurul dezavantaj al acestui procedeu constă în durata relativ mare a tratamentului, care nu permite realizarea unui proces continuu.

Electrozii montați în serie. Montajul în serie al electrozilor permite creșterea densității anodice de curent pentru o densitate volumetrică relativ redusă, întrucît intensitatea totală în circuit este egală cu intensitatea unei singure celule electrochimice. Plecînd de la aceste considerente, s-a urmărit reducerea timpului de electroliză prin creșterea densității de curent pe un electrod. Admițînd că un timp de staționare al apei în electrolizor de zece min permite realizarea unui tratament în flux continuu, s-a urmărit găsirea densității de curent optim care să asigure o eficiență ridicată și un consum minim de energie pentru acest timp.

În figura 3 sînt prezentate rezultatele acestor teste. Se constată că eficiența tratamentului crește de la 37 la 96,7% cînd densitatea de curent crește de la 0,2 la 1 A/dm², după care

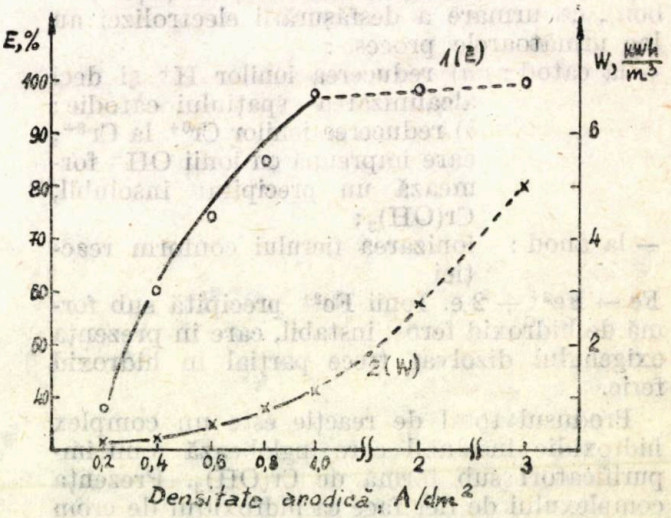


Fig. 3. Dependența eficienței tratamentului (*1*) și a consumului specific de energie (*2*) de densitatea de curent la montarea electrozilor în serie

mărirea de două și de trei ori a densității de curent ridică eficiența doar cu cîteva procente. Consumul de energie prezintă de asemenea o creștere accentuată la densitățile de curent de 2 și 3 A/dm², determinată de creșterea tensiunii la borne, ca urmare a polarizării puternice a

electrozilor. Precipitatul format este gelatinos şi aderent pe electrozi, ceea ce impune în exploatare spălarea periodică a electrozilor, trecînd prin electrolizor o soluţie 3—5% HCl.

Prin urmare, în condiţiile montării în serie a electrozilor se poate efectua un tratament timp de 10 min, la o densitate de curent de 1 A/dm^2, asigurîndu-se o eficienţă de peste 95%, cu un consum de energie de circa 1 kW h/m^3.

Concluzii

S-au supus tratamentului electrochimic, cu anozi din oţel carbon, ape conţinînd 200 ppm Cr^{6+} în două variante de montare a electrozilor, în paralel şi în serie, evidenţiindu-se condiţiile optime.

Folosirea unor concentraţii mai mari de ioni Cr^{6+} a determinat scăderea eficienţei metodei datorită pasivării electrozilor.

În cazul montării electrozilor în paralel, o suprafaţă anodică de 1,2 dm^2/0,3 l soluţie, la o densitate de curent de 0,2 A/dm^2 timp de 30 min permite efectuarea unui tratament cu o eficienţă de 100% şi un consum de 0,45 kWh/m^3.

Montarea în serie a unui număr egal de electrozi a permis reducerea timpului de electroliză la 10 min, eficienţa tratamentului fiind de 96,7% la densitatea de 1 A/dm^2, cu un consum de energie de 1,1 kWh/m^3.

Tratarea apelor conţinînd ioni Cr^{6+} într-o celulă cu electrozi montaţi în paralel este de două ori mai economică decît în cazul montării lor în serie, însă prezintă dezavantajul unei durate mai mari şi, deci, a discontinuităţii procesului.

Opţiunea pentru un sistem sau altul va depinde de cantitatea apelor care urmează să fie epurate, necesitatea unui proces continuu fiind impusă în cazul unor instalaţii de cromare cu o producţie mare.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * Brevet german 22 25 701, 1973.
[2] * * * Brevet german 24 26574, 1974.
[3] * * * Brevet german 2604371, 1975.
[4] * * * Brevet japonez 1863017, 1980.
[5] * * * Brevet japonez 7765182, 1977.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 2, 1986

Analiza procesului de topire în furnal cu utilizarea în şarjă a peletelor puternic metalizate, p. 5 — Micşorarea consumului de energie în procesele de topire a oţelului, p. 7 — Ridicarea eficienţei prelucrării metalului în afara cuptorului, p. 14 — Desulfurarea fontei în afara cuptorului cu diferiţi reactivi, p. 17 — Micşorarea neomogenităţii chimice zonale a lingourilor prin modificarea oţelului, p. 19 — Ridicarea calităţii oţelului de convertizor prin metoda prelucrării în afara cuptorului, p. 22 — Producţia de oţel cu insuflare de argon în cuptor şi în oala de turnare, p. 24 — Utilizarea repetată a zgurei de oţel Martin la topirea şi prelucrarea oţelului în afara cuptorului, p. 28 — Tehnologie preferenţială de afinare a oţelului în afara cuptorului, p. 31 — Prelucrarea oţelului Martin cu argon, p. 33 — Prelucrarea oţelului de construcţie cu pulberi, p. 36 — Prognozarea compoziţiei la tratarea în porţii în vid a oţelului cu conţinut scăzut de carbon, p. 38 — Suflarea oţelului cu argon la topirea semicontinuă, p. 41 — Carburarea metalului în camera de vidare în porţii, p. 43 — Exploatarea oalelor de turnare a oţelului cu căptuşeală monobloc, p. 44 — Cercetarea transformărilor fazice care decurg la calcinarea zgurelor de convertizor cu conţinut de vanadiu, p. 47 — Elaborarea tehnologiei de producţie a ferovanadiului cu deşeuri reduse, p. 50 — Rezervele economiei de metal la producţia oţelului beton, p. 51 — Perfecţionarea tehnologiei de laminare pe baza criteriului complex de calitate, p. 55 — Perfecţionarea tehnologiei de laminare a semifabricatelor pentru ţevi, p. 58 — Cercetarea cauzelor apariţiei defectelor la dresarea tablei, p. 60 — Cercetarea ecruisării cilindrilor de sprijin ai laminorului 630 MMK, p. 62 — Intensificarea proceselor de laminare la rece a ţevilor, p. 63 — Lubrifiant ce se îndepărtează uşor, p. 68 — Sîrmă alămită profilată de secţiune mărită pentru anvelope, p. 69 — Intensificarea procesului de zincare a şuruburilor de la căile ferate, p. 70 — Protecţia profilelor fasonate împotriva decarburării la recoacere, p. 73 — Îmbunătăţirea calităţii laminatelor pentru tratamentul termic rapid, p. 75 — Oţel cu rezistenţă de contact ridicată pentru cilindri de laminare la rece, p. 80 — Ţevi cu rezistenţă ridicată pentru pompe şi compresoare din oţel de tipul 15GFB, p. 82 — Modificarea mărimii grăuntelui şi a proprietăţilor oţelului Cr—Mo—V în funcţie de microaliere, p. 84 — Influenţa mărimii pulberii pulverizate asupra proprietăţilor probelor sinterizate, p. 89 — Proprietăţile pulberilor pulverizate din bronz cu crom BrCr, p. 90 — Organizarea încărcării la cald în cuptoarele adînci a slebu rilor turnate continuu pentru laminarea benzilor late, p. 93 — Căile de utilizare a deşeurilor metalice din producţia de profiluri în agricultură, p. 97 — Ridicarea productivităţii cuptoarelor cu vatră rotativă ale secţiei de laminare a roţilor, p. 101 — Automatizarea cuptoarelor de încălzire cu propulsie pentru producţia de laminate, p. 103 — Utilizarea sărurilor complexe în gospodăria de apă a întreprinderilor, p. 106 — Economia resurselor de combustibil energetic în întreprinderile siderurgice, p. 108.

Folosirea schimbătorilor de ioni şi a reactivilor organici pentru extragerea metalelor din soluţii acide rezultate în procese hidrometalurgice *(Lucrare de sinteză)*

Prof. dr. doc. ing. L. Dobrescu,
dr. ing. Ana-Maria Socolescu, dr. ing. Sanda Vişan
A.S.E. — Bucureşti
ing. Gr. Iordăchescu
Flotaţia Centrală — Baia Mare

CZ : 669.053.4 : 669.2/8

Valorificarea prin procese hidrometalurgice a materiilor prime cu conţinut de metale neferoase, minereuri sărace, zgure, cenuşi etc. implică deseori, ca fază principală a fluxului tehnologic, o leşiere acidă.

Utilizarea schimbătorilor de ioni pentru recuperarea şi separarea ionilor metalici de Zn, Cu, Fe etc. conţinuţi în soluţia acidă este des citată în literatura de specialitate. Astfel, cuprul, zincul şi fierul sînt recuperate [1] din concentrate sau minereuri zincoase calcinate sau din calcopirită, punînd în contact materialul cu un schimbător de ioni lichid. Astfel, 200 g de material au fost tratate timp de 20 min la 50°C, sub agitare, cu soluţie Versatic 911 (30%), dizolvat în Schellsol TD. Apoi, faza lichidă conţinînd 40 g/l de zinc a fost separată de reziduul solid ; 83 ml din această soluţie au fost amestecaţi cu 317 ml soluţie Versatic 911 şi 100 ml soluţie apoasă de sulfaţi conţinînd 120 g/l de zinc şi 18 g/l de fier. Amestecul este agitat timp de o oră la 20°C, după care se separă fazele apoasă şi organică. Faza apoasă conţine 125 g/l de zinc şi 0,3 g/l de fier, în timp ce faza organică conţine 0,4 g/l de zinc şi 4,42 g/l de fier.

Acelaşi schimbător de cationi lichid, organic (Versatic 911 sau acid dietilhexil fosforic) este folosit [2] pentru recuperarea zincului din soluţii. După ce schimbătorul de ioni dizolvă zincul şi o cantitate minimă de impurităţi, acesta este tratat cu apă sau cu o soluţie alcalină. Faza organică este extrasă cu o soluţie apoasă acidă pentru recuperarea zincului. Practic, o cantitate de 100 g material a fost tratată timp de 50 min cu un litru de soluţie organică, conţinînd 30% Versatic 911 dizolvat în Schellsol TD. Faza organică obţinută conţinea 52,6% zinc şi 0,61 g/l clor. Pentru eliminarea clorului, faza organică a fost spălată cu apă timp de 10—20 min.

O variantă [3] foloseşte un amestec de Versatic şi amine secundare sau terţiare, pentru extragerea Ni, Cu, Fe, Zn, Co din soluţii cu *p*H coborît. Extractul poate fi electrolizat pentru recuperarea metalelor şi solventului. Apoi, folosind un amestec de amine 5—50%, cuprul sub formă de ion bivalent este extras la $pH = 1$. Aminele adăugate neutralizează ionul de hidrogen eliberat.

Extragerea selectivă a cuprului, nichelului etc. din soluţii acide poate fi realizată economic cu răşini schimbătoare de ioni, agenţi chelatici conţinînd grupări metilenaminopiridinice [4].

Date analitice din literatură arată că logaritmul coeficientului de selectivitate al unei răşini schimbătoare de ioni, într-o serie dată de ioni, creşte liniar cu creşterea valorii $\alpha z/r$, în care α este polarizabilitatea electronică a ionului în soluţia dată, z este valenţa, iar r este raza cristalografică [5].

Extracţia cuprului şi a zincului se realizează într-o instalaţie [6] pe o răşină anionică vinilpiridinică AN-251. Capacitatea răşinii pentru extragerea cuprului este de 17,5—18,9 mg/l, iar pentru zinc, 3,4—5,3 mg/l.

Pentru îndepărtarea zincului din soluţii acide, se foloseşte de asemenea Wofatit MC 50 [7].

Echilibrul de extracţie a cuprului cu Kelex 100 în xilen este studiat prin procedee de modelare statistică [8], pentru a corela datele experimentale. Sînt date constantele termodinamice ale echilibrului de reacţie şi expresiile raporturilor coeficienţilor de activitate. Componenta de diluţie afectează echilibrul de distribuţie al metalului.

Extracţia cu solvenţi organici a metalelor neferoase se realizează în multiple variante, reprezentînd o metodă deosebit de eficace şi de aceea mult întîlnită în literatură [9]—[12].

Se folosesc curent diferiţi compuşi organici cu fosfor. Astfel, o suspensie cu 15—25% apă este tratată cu acid sulfuric concentrat, pînă la $pH = 2$, la temperaturi între 20 şi 70°C, timp de 0,5—2 h. După filtrarea reziduului, cuprul este extras din soluţii cu benzofenonoximă în cerosină, iar Al, Fe^{3+}, Cr^{3+}, Co sînt precipitate prin hidroliză la $pH = 0{,}8—3$ la 150—260°C şi presiune cuprinsă între 6 şi 48 bari. Extragerea zincului din soluţie se realizează cu acid bis (2-etilhexilfosforic) în cerosină.

Zincul din soluţii acide poate fi extras şi cu acid bis 2—etilhexilfosforic.

Oxidarea fierului bivalent la fier trivalent şi formarea unui polimer alchilfosfat Fe^{3+} duce la realizarea emulsiilor în cazul extragerii metalului cu acid bis 2 etilhexilfosforic. Se recomandă reextragerea fierului trivalent din faza organică cu acid clorhidric 6—8 N, pentru a preveni formarea emulsiilor.

Ionii de fier bi- şi trivalent, precum şi ionii de Zn^{2+}, Ni^{2+}, Cu^{2+}, Cd^{2+}, Co^{2+} pot fi extraşi din soluţii apoase conţinînd 0,1—6 mol/l acid sulfuric sau acid clorhidric, contactînd soluţia cu un solvent organic nemiscibil format dintr-un amestec de $R^1OP : S(OR^2)SH$ şi $R^3OP :$

$O(OR^4)$ OR^5, 1 : 10 la 2 : 1 raport molar. S-a utilizat cerosină, tetraclorură de carbon sau percloretilenă. Grupele alchil conţin grupări oxidril sau grupări provenind de la etilenoxid, propilenoxid sau butilenoxid. Grupele hidrofile R^3, R^4, R^5 conţin 3—24 atomi de carbon, iar R^4 şi/sau R^5 pot fi H.

Zincul şi cadmiul pot fi extrase în sistemul izobutil — ceton — acid (2 etilhexil) fosforic — HCl — apă. Concentraţia optimă de acid clorhidric pentru extracţie este de 0,01—0,2 M, iar raportul între cetonă şi acid este de 1 : 2.

Conform unui brevet belgian, zincul poate fi extras din soluţii de cloruri conţinînd fier, cupru şi zinc, utilizînd tributilfosfat diluat cu un solvent ca Solveso 150. În final, zincul este recuperat prin electroliză.

Extragerea Cu, Fe^{3+}, Zn, Co şi Cd din soluţii apoase cu reactivi $\beta - C_{10}H_7NPhP$ (S) (OC_9H_{19}) (*I*), $C_9H_{19}OP(S)$. Ph NH — C_6H_4 OEt—p) *II* şi p—MeC_6H_4P (S) NH— C_6H_4OEt —p)$_2$ (*III*) a fost examinată ca o funcţie de *p*H. Cu aceste amide tioacidfosforoase, cuprul a fost bine recuperat la *p*H = 4—6, maximumul situîndu-se la 5,2. În acelaşi mod s-a extras bine şi fierul ; cobaltul şi zincul se extrag de asemenea în faza organică. Cadmiul nu se extrage prin *I*.

Metalele neferoase se mai pot extrage din soluţii cu ajutorul sărurilor cuaternare de amoniu.

S-a studiat extragerea zincului, folosind amine cu catenă lungă în mediu de tiocianat. S-a utilizat Amberlite LA—2, triizooctilamină (TIOA) şi Aliquat 336, ca reprezentanţi pentru amine secundare, terţiare şi cuaternare, folosind clorură de metilen şi tetraclorură de carbon ca diluanţi. Eficienţa extracţiei creşte în ordinea : secundar < terţiar < cuaternar amină. Efectul diluanţilor asupra extracţiei este considerabil.

Un brevet american propune extragerea din soluţii apoase şi separarea, în special, a cuprului de fier, nichelului de cobalt, cadmiului de zinc şi calciului de magneziu cu ajutorul acizilor 2 hidroxiaminoacetici cu formula HON : $CROCO_2H$, în care R este mono-, di- sau trialchil cu 10 sau mai mulţi atomi de carbon. Astfel, acidul orto sau para- dodecil fenil-2-hidroxiaminoacetic a fost preparat din 0,1 moli de izomeri dodecilbenzen, 0,1 moli clorură de metoxalil şi 0,1 moli clorhidrat de hidroxilamină, iar acidul 2-(2,4 diizopropilfenil-2-hidroxiaminoacetic) a fost preparat similar, exceptînd faptul că o cantitate de 0,18 moli de 1,3-diizopropilbenzen s-a folosit în locul dodecilbenzenilor izomeri. Aceşti componenţi au fost folosiţi pentru separarea calciului de magneziu (*p*H = 3—4,5), nichelului de cobalt (*p*H = 1—2,5) şi cuprului de fier (*p*H = 0—1).

Extragerea cuprului şi a altor metale ca zinc, nichel, cobalt din soluţii apoase în soluţii organice se poate realiza şi cu metil-naftenat şi acid naftenohidroxamic. Aceşti reactivi sînt solubili în solvenţi hidrocarbonaţi, cum este cerosina, şi nu sînt solubili în soluţii apoase. Practic, o soluţie apoasă conţinînd 2,75 % cupru a fost tratată timp de 54 min cu acid nafteno-hidroxamic, obţinîndu-se un randament de extracţie de 99,81 %, în timp ce utilizarea benzofenonoximei a dus la obţinerea unui randament de 73,87 %.

Zincul poate fi extras din soluţii acide reziduale, folosind ca reactiv acidul sulfamic.

De asemenea, se citează o metodă de extragere a zincului, folosind un amestec de acid palmitic şi benzen la *p*H mai mare de 9,5 în prezenţă de 2,2 dipiridil, precum şi extragerea cu benzoiltiopirazolonă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Thorson, G. Brevet R.F.G., Offen nr. 2, 427, 132, dec. 1975.

[2] Thorson, G. Brevet R.F.G., Offen nr. 2, 427, 133, 1975.

[3] Sariji, N. Brevet Japonia, nr. 76, 134, 390, nov. 1976.

[4] Burkin, Ar. In: Int. Met Rev., S.U.A., sept. 1976, p. 118.

[5] Petkova, E. În: Metallurg, U.R.S.S., nr. 33, 1978, p. 31.

[6] Demidova, L. V. În: Tvetn. Met., U.R.S.S., nr. 10, p. 19.

[7] Barciţki, J. Brevet R.P.P., nr. 99749 Cl CO 2 C5, aug, 1978.

[8] Bauer, G., În: Metall. Trans., S.U.A., 1976.

[9] Meehl, P. În: Neue Hütte, R.D.G., nr. 21, 1976, p. 546.

[10] Flett, D. S. În: Chem. Ind., Anglia, nr. 17, p. 706.

[11] Flett, D. S. În: Dep. Ind. Warren Spring Lab. Sterenge, Anglia, 1977, LR 254.

[12] Müller, W., Brevet R.F.G., Offen nr. 2841, 271, C1, C22, B3, 1980.

Efecte sinergetice determinate de amestecuri de săruri cuaternare de amoniu/iodură de potasiu în procesul de inhibare a coroziunii acide

Dr. ing. Steliana Creţu,
Academia de Studii Economice
dr. chim. Ileana Antonescu
şi ing. Victoria Cojocaru
ICECHIM

CZ : 620.179

Caracterul complex al fenomenului de coroziune din diferite instalaţii industriale, inclusiv din industria metalurgică, a determinat dezvoltarea şi aplicarea mai multor procedee de combatere a acesteia, bazate pe utilizarea inhibitorilor de coroziune, acoperiri anticorosive, protecţie catodică, utilizarea unor materiale speciale etc.

Întrucît coroziunea utilajelor metalice de către mediile corosive duce la pagube materiale însemnate, alegerea şi aplicarea corectă a inhibitorului de coroziune sau a unui alt procedeu de combatere a acestuia reprezintă o problemă majoră în protecţia metalelor. De aceea, în studiul de faţă s-a urmărit sublinierea domeniilor optime de concentraţie ale unor inhibitori de coroziune cationici, în funcţie de structura acestora, de tipul de metal-suport şi de mediul corosiv, astfel încît eficienţa de inhibare a coroziunii să fie maximă pe o durată mare de timp.

Partea experimentală

Efectele inhibitoare de coroziune în mediu acid şi în mediu de apă dură determinate de inhibitori — săruri cuaternare de amoniu — pe OLC 45, cupru şi alamă, precum şi sporirea eficienţei de inhibare a coroziunii acide de prezenţa unor activatori în amestec cu sărurile cuaternare de amoniu s-au testat prin : metoda gravimetrică ; explorarea anodică şi catodică prin trasarea curbelor de polarizare ; prin metode potenţiostatice [1]—[6].

Determinările s-au realizat în mediu de HCl 10 %, H_2SO_4 10 %, apă de răcire-recirculaţie cu duritatea de 32°G, pe eşantioane metalice (20/40/5 mm) din OLC 45, cupru şi alamă, într-un domeniu de concentraţii al inhibitorilor cuprins între 10 şi 500 ppm. Efectele de inhibiţie au fost studiate comparativ cu un inhibitor-etalon (import) de sare cuaternară de alchil trialchil amoniu.

Experimentările s-au efectuat la temperatura de 24 ± 1°C.

Efectele sinergetice au fost testate în prezenţa iodurii de potasiu, în concentraţie de 10^{-3}M.

Rezultate

În tabelul 1 sînt prezentate tipurile de săruri cuaternare de amoniu testate în diferite medii, în calitate de inhibitori de coroziune pentru OLC 45, cupru şi alamă, precum şi eficienţa de inhibiţie a acestora comparativ cu inhibitorul de import.

Tabelul 1

Eficienţa inhibitorilor de coroziune determinată pe OLC 45 de către sărurile cuaternare de amoniu şi amestec de săruri cuaternare de amoniu cu KI

Cod	Inhibitor	Conc. ppm	E % HCl 10 %	E % H_2SO_4 10 %	E % H_2SO_4 KI
30 CS	$\left[R{-}\overset{+}{N}(CH_3)_2{-}CH_2COO(C_2H_4O)_nH\right]Cl^-$ $R = C_{12}H_{25}$	530	98	—	—
		100	—	90	97
C	$\left[R{-}\overset{+}{N}(R_1)_2{-}Y\right]Cl^-$				
C_1	$R = C_2H_5 = R_1$; $Y = -CH_2COOC_{10}H_{21}$	500	88	80	90
C_2	$R = R_1 = -C_2H_5$; $Y = -CH_2\ COO\ C_{12}H_{25}$	500	90	87	91
C_3	$R = -C_{12}H_2-$; $R_1 = CH_3$; $Y = -CH_2COO\ C_{10}H_{21}$	500	94	89	93
C_4	$R = -C_{12}H_{25}$; $R_1 = -CH_3$; $Y = -CH_2COOC_{12}H_{25}$	500	95	91	94
Y	Inhibitor — import	500	92	89	93

Obs. Inhibitorii 30 CS şi din grupul C au fost sintetizaţi de autori după procedee originale din materii prime indigene

În tabelele 2, 3, 4 sînt prezentate vitezele de coroziune determinate de clorura de dimetil dodecil acetat de polietilenglicol (cu masa moleculară medie $\bar{M} = 600$) amoniu, în mediu de HCl 10 %, H_2SO_4 10 % şi ape de răcire cu duritate 32°G, pentru OLC 45, cupru şi alamă.

Rezultatele obţinute prin metoda gravimetrică sînt confirmate şi de determinările efectuate prin metoda electrochimică (fig. 1), respectiv prin scăderea curenţilor de coroziune în prezenţa inhibitorilor testaţi.

Din analiza datelor experimentale, obţinute prin cele două metode, rezultă în primul rînd o comportare diferenţiată în funcţie de structura tensidei — sarea cuaternară de amoniu. Astfel, deşi există unele asemănări structurale, se remarcă eficienţa cea mai mare în cazul clorurii de dodecil dimetil acetat de polietilenglicol ($\bar{M} = 600$) amoniu (notată cu 30 S), în comparaţie cu celelalte săruri cuaternare de

Tabelul 2

Vitezele de coroziune ale OLC în HCl 10%, H_2SO_4 10% şi apă de recirculaţie (32° Germane de duritate) în prezenţa sării cuaternare de amoniu:

$$\left| \begin{array}{l} C_{12}H_{25}\overset{+}{N}(CH_3)_2 \\ \quad\quad\quad\quad | \\ \quad\quad\quad CH_2COO\,(C_2H_4O)_nH \end{array} \right| Cl^-$$

Inhibitor	Mediu	Conc. ppm	Viteza de coroziune, g/m²h	Indice de penetrare mm/an	Eficienţa, %
Probă martor	HCl 10%	—	2,30	2,53	—
30 CS	,,	25	1,02	1,12	56
30 CS	,,	50	0,10	0,11	98
Martor	H_2SO_4 10%	—	1,00	1,10	—
30 CS	,,	25	0,85	0,93	15
30 CS	,,	50	0,65	0,71	35
30 CS	,,	100	0,10	0,11	90
KI	H_2SO_4 10%	10^{-3}M	0,33	0,36	67
KI+	,,	10^{-3}M			
30 CS		100	0,032	0,035	97
30 CS	apă 32°Germ.	50	0,030	0,033	98

Tabelul 3

Vitezele de coroziune ale cuprului în HCl 10%, H_2SO_4 10% şi apă de recirculare 32°G în prezenţa sării cuaternare de amoniu cu formula:

$$\left| \begin{array}{l} C_{12}H_{23}\overset{+}{N}(CH_3)_2 \\ \quad\quad\quad\quad | \\ \quad\quad\quad CH_2COO\,(C_2H_4O)_nH \end{array} \right| Cl^-$$

Inhibitor	Mediu	conc. ppm inhibitor	Viteza de coroziune, g/m²h	Indice de penetraţie, mm/an	Eficienţă, %
Martor	HCL 10%	—	3,2	3,13	—
30 CS	,,	25	3,10	3,03	—
30 CS	,,	50	0,39	0,38	88
30 CS	,,	100	0,33	0,32	90
Martor	H_2SO_4 10%	—	0,018	0,1017	—
30 CS	,,	25	0,019	0,018	—
30 CS	,,	50	0,007	0,006	60
30 CS	,,	100	0,010	0,048	44
Martor	apă 32° Germ.	—	0,0045	0,0044	—
30 CS		50	0,0034	0,0033	30

Tabelul 4

Vitezele de coroziune ale alamei în HCl 10%, H_2SO_4 10%, şi apă de recirculare 32°G, în prezenţa sării cuaternare de amoniu

$$\left| \begin{array}{l} C_{12}H_{25}\overset{+}{N}(CH_3)_2 \\ \quad\quad\quad\quad | \\ \quad\quad\quad CH_2COO(C_2H_4O)_nH \end{array} \right| Cl^-$$

Inhibitor	Mediu	Conc. ppm inhibitor	Viteza de coroziune g/m²h	Indice de penetraţie mm/an	Eficienţă, %
Martor	HCL 10%	—	0,46	0,47	—
30 CS	,,	25	0,68	0,7	—
30 CS	,,	50	0,17	0,18	63
Martor	H_2SO_4 10%	—	0,036	0,037	—
30 CS	,,	25	0,026	0,027	27
30 CS	,,	50	0,020	0,021	45
30 CS	,,	100	0,019	0,020	47
Martor	apă 32°G	—	0,0086	0,0088	—
30 CS		50	0,0028	0,0029	67

amoniu (tab. 1), la concentraţii cu mult mai mici de tensidă (100 ppm faţă de 500 ppm). Efectul inhibitor de coroziune pronunţat, determinat atît în mediu de HCl 10% cît şi în mediu de H_2SO_4 10% de către sărurile de amoniu cuaternare (30CS) pe OLC 45, se explică prin prezenţa în molecula acesteia a mai multor grupări sau funcţii ancoră [3]. Paralel cu acest aspect, introducerea în molecula inhibitorului a substituenţilor voluminoşi duce la creşterea gradului de protecţie. Astfel, molecula care conţine restul de la acetatul de polialchilenglicol ($\overline{M}$ = 600) manifestă un grad mai mare

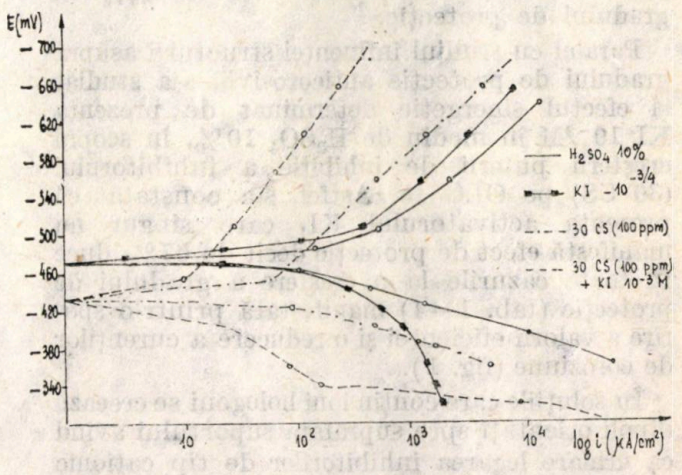


Fig. 1. Variaţia curenţilor de coroziune în mediu de H_2SO_4 10% în prezenţa KI M^{-3}M şi a sării cuaternare de tip clorură de dodecil dimetil acetat de polietilenglicol $\overline{M}$ = 500

de protecţie la o concentraţie doar de 100 ppm, faţă de cele care conţin doar restul de acetat de alchil (R = $C_{10}H_{23}-C_{12}H_{25}-$) care manifestă acelaşi efect inhibitor de coroziune, dar la concentraţii de 500 ppm (tab. 1).

Procesul de formare a peliculei protectoare pe suprafeţele metalice include ca act primar procesul de adsorbţie a unei părţi din inhibitor pe suprafaţa metalului [12].

Substanţele studiate fiind cationactive, adsorbţia se realizează de către cation, iar anionul rămîne în soluţie. Cantitatea de inhibitor adsorbită creşte odată cu mărirea concentraţiei acestuia, cu creşterea masei moleculare a substituentului hidrofob de la centrul activ şi cu creşterea numărului de centri activi (tab. 1—4).

Astfel, inhibitorii de tip clorură de dimetil dodecil acetat de polialchilenglicol (M = 200—600) amoniu se adsorb pe metal (OLC 45) prin intermediul atomului de azot, şi prin intermediul atomilor de oxigen din catena polioxietilată; radicalul hidrocarbonat este orientat spre soluţie.

În cazul sărurilor cuaternare de tipul cloruri de dimetil (dietil) alchil (etil, dodecil) acetat de alchil (C_{10-18}), adsorbţia se realizează doar prin intermediul atomului de azot, iar grupările hidrofobe se orientează spre soluţie.

Inhibitorii activi de suprafaţă (IAS), clasă din care fac parte şi sărurile cuaternare de amoniu studiate, frînează atît trecerea nemijlocită a ionului prin porţiunea Helmholtz a stratului dublu, cît şi faza transmiterii electronului. Blocarea suprafeţei metalului are loc ca urmare a adsorbţiei, formării de complecşi sau sorbţiei electrostatice. Aceasta din urmă este determinată de un cîmp electric cu tensiunea de 10^7V/cm şi poate duce la modificarea structurii moleculei adsorbite. Acest efect al cîmpului electric împreună cu natura materialului electrodului şi coadsorbţia altor substanţe pot duce la chemosorbţie şi eventual la creşterea gradului de protecţie.

Paralel cu studiul influenţei structurii asupra gradului de protecţie anticorosivă, s-a studiat şi efectul sinergetic determinat de prezenţa KI 10^{-3}M în mediu de H_2SO_4 10%, în scopul creşterii puterii de inhibiţie a inhibitorului (30 CS) pe OLC 45. Astfel, s-a constatat că prezenţa activatorului KI, care singur nu manifestă efect de protecţie decît de 67%, duce în toate cazurile la o creştere a gradului de protecţie (tab. 1—4) manifestată printr-o sporire a valorii eficienţei şi o reducere a curenţilor de coroziune (fig. 1).

În soluţiile care conţin ioni hologeni se creează dipoli orientaţi spre suprafaţa suportului avînd ca urmare legarea inhibitorilor de tip cationic la dipol. Acest aspect ar putea explica, într-o oarecare măsură, creşterea acţiunii de inhibare determinată de sărurile cuaternare de amoniu în soluţii acide (H_2SO_4) care conţin iodură de potasiu ca activator.

Concluzii

În urma studiului comparativ asupra eficienţei de inhibare a coroziunii determinate de HCl 10%, H_2SO_4 10% şi ape de recirculaţie cu duritate de 32°G, pe OLC 45, cupru, alamă, rezultă următoarele concluzii:

— sărurile cuaternare de amoniu care prezintă substituentul de la atomul de azot cuaternar, acetat de polialchilen, glicol (30 CS) prezintă o eficienţă mai mare de inhibiţie (E = 98% în HCl şi respectiv E = 90% în H_2SO_4), comparativ cu sărurile cuaternare de amoniu care au ca substituent la atomul de azot cuaternar acetat de alchil (C_2-C_{12}), la concentraţii de inhibitor cu mult mai mici, respectiv 50—100 ppm, faţă de 500 ppm, în ultimul caz;

— efectul protector în mediu de H_2SO_4 10% poate fi sporit prin utilizarea unui activator, respectiv KI 10^{-3}M, cînd prin sinergism se obţine o eficienţă de inhinţie E = 97%;

— atît oţelurile carbon, cît şi cuprul şi alama pot fi protejate împotriva coroziunii determinate de HCl 10%, H_2SO_4 10%, apă dură (32°G) prin utilizarea sărurilor cuaternare de amoniu prezentate, obţinute din materii prime indigene, după tehnologii proprii, la costuri inferioare inhibitorilor clasici sau ale acelora de import.

BIBLIOGRAFIE

[1] Creţu, S. şi Popescu, B. În: Revista de Chimie, R.S.R., 33, nr. 2, 1982. p. 177—191.

[2] Creţu, S., Trifan, M. şi Avram, R. În: Metalurgia, R.S.R., 36, nr. 7, 1984, p. 363—367.

[3] Drimuş, I. şi Lupu, A. În: Revista de Chimie, R.S.R., 28, 11, 1977, p. 1073.

[4] Drimuş, I. şi Creţu, S. Brevet R.S.R., nr. 70 925, 1979.

[5] Creţu, S. A. Brevet R.S.R., nr. 84 849, 1985.

[6] Iliuţă, I., Avram, R., Creţu, S. şi Bulearcă, M., În: Buletin I.P.B., R.S.R., XLIV, nr. 2, 1982, p. 47—54.

[7] Creţu, S., Iliuţă, I., Avram, R. şi Crîngu, E., În: Revista de Chimie, R.S.R., 36, nr. 5, 1985, p. 435—439.

[8] Popescu, B. şi Brînzoi, V., În: Revista de Chimie, R.S.R., 29, nr. 3, 1978, p. 229—231.

[9] Raney, M. W., *Corrosion Inhibitors Manufactures and Technology*, 1976, Noyes Data Corporation, New Jersey.

[10] Cojocaru, V., Antonescu, I., Creţu, S., Părăuşanu, V. şi Ţepeş, Gh., În: Revista Industria Uşoară, R.S.R., 35, nr. 9, 1984, p. 420—425.

[11] Donahue, F. M. şi Nobe, K., În: J. Electrochem. Soc., Anglia, 114, p. 1012, p. 1006.

[12] Donahue, F. M. şi Nobe, K., În: J. Electrochem. Soc., Anglia, 112, 1965, p. 886.

The Physical Metallurgy of Cast Iron (*Metalurgia fizică a fontei turnate în piese*) Editori H. Fredriksson şi M. Hiller, New York, Elsevier Science Publishing Co., 1985, 552 pag.

Volumul cuprinde lucrările prezentate la cel de al treilea Simpozion internaţional al fontei turnate în piese, care a avut loc la Stockholm, Suedia, în august 1984. Acest simpozion, organizat o dată la fiecare zece ani (1964, Detroit, S.U.A.; 1974, Geneva, Elveţia), reuneşte specialişti în domeniul fontelor de turnătorie din întreaga lume, care analizează stadiul în care a ajuns cunoaşterea acestui material metalic şi evoluţia sa viitoare.

În 1984, un comitet ştiinţific a selecţionat şi avizat prezentarea a 52 lucrări, care tratează o serie de aspecte ale structurii grafitului, modificării fontelor, solidificării fontei cu grafit nodular, vermicular şi lamelar, variaţiei de volum la solidificare, albirii fontei, transformării în stare solidă, obţinerii fontelor bainitice, tehnicilor speciale de producere a fontelor şi relaţiilor dintre microstructură şi proprietăţi.

Avînd în vedere valoarea deosebită a acestor lucrări, în continuare vor fi prezentate pe scurt unele contribuţii mai importante.

Structura grafitului. Tranziţia grafitului de la forma lamelară spre cea nodulară, prin acţiuni asupra creşterii pe diferite planuri a celulei cristalografice, constituie obiectul primei lucrări [1], care analizează acţiunea elementelor modificatoare. Se propune un model al formării Gn, ce conţine două etape: formarea unui germene sferoidal şi creşterea acestuia în spirală.

Lucrarea [2] prezintă o serie de observaţii, la microscopul electronic, asupra structurii interne a grafitului lamelar şi nodular extras dintr-o fontă modificată cu pămînturi rare. Se evidenţiază faptul că G1 prezintă o serie de defecte de structură faţă de Gn, acesta din urmă avînd un nucleu conţinînd pămînturi rare şi mai multe zone structurale concentrice. Se sugerează faptul că există zone structurale distincte, intercalate, precum şi faze amorfe la interfaţa grafit-fontă.

Utilizînd analiza spectrometrică, este urmărită distribuţia unor elemente cu rol activ în determinarea morfologiei grafitului (Ce, Ca, La, Mg, Ti, S, O, Fe). Se remarcă acţiunea superficială asupra grafitului a S şi O, prezenţa Ce în zona centrală a Gn, asocierea Zr—Ti în particule şi Ce—Ti în masa metalică, prezenţa Al în matrice şi în particule, alături de Ca sau Mg [3].

Mecanismul creşterii sferoidale a grafitului constituie tematica lucrării [4]. Este efectuată o comparaţie cu creşterea cristalului de Si, faţă de care există multe asemănări, considerîndu-se că formarea Gn cuprinde mai multe etape: de la o formă iniţială piramidală se ajunge la o formă poliedrică stelară, iar în final se produce o rotunjire, cu obţinerea formei sferice.

Controlul morfologiei grafitului este posibil prin analiza cineticii creşterii cristalelor în fonta lichidă [5]. Gl este favorizat de prezenţa impurităţilor (S, O), în timp ce Gn este rezultatul creşterii spiralate, Gv fiind o formă de tranziţie.

O sinteză a particularităţilor structurale ale principalelor forme de grafit, sub acţiunea Mg, Ce, postmodificării şi compoziţiei chimice, prezintă lucrarea [6].

Prin microscopia optică şi electronică, prin atacuri diverse sînt evidenţiate caracteristicile mai multor forme de grafit: Kish, Gl, Gv, Gn, explodat, chunky, grafit de subrăcire (D), coral, evidenţiindu-se de asemenea rolul de germeni de grafitizare a Ti (C, N).

Condiţiile de formare şi modalităţile de prevenire a chunky-grafitului în piesele din Fgn, cu viteză mică de solidificare, constituie tematica lucrării [7]. Se recomandă mărirea vitezei de răcire, utilizarea Ni—Mg sau Mg (pur), adaos de 0,02% Sb, carbon echivalent scăzut, evitarea pămînturilor rare etc.

Urmărind influenţa elementelor însoţitoare asupra formei grafitului, lucrarea [8] evidenţiază acţiunea deosebită a S şi O, mai puternică decît cea a vitezei de răcire, succesiunea normală a formelor de grafit fiind lamelar-coral-vermicular-nodular.

Modificarea grafitizantă. Utilizarea materialelor carbonice ca modificatori grafitizanţi este analizată în lucrarea [9], care remarcă eficienţa acestora în cazul Fc şi ineficienţa lor în cazul Fgn şi Fgv. Sînt prezentate rezultatele obţinute în condiţiile utilizării mai multor sortimente de grafit sintetic şi natural, cocs petrol, cocs metalurgic, cărbune, SiC etc. CaO, CaS, Al_2O_3 şi ZrO_2, formaţi la modificare, constituie germeni de grafitizare, Ca fiind cel mai activ agent modificator în Fe [10].

Analiza unor noduli de grafit extraşi din fontă în urma atacului cu HCl evidenţiază faptul că oxizii şi sulfurile de Mg, Ca şi Ce constituie posibili germeni de grafitizare, ca şi SiO_2 şi silicaţii elementelor de mai sus [11].

Influenţa unor adaosuri de SiC asupra structurii Fe este analizată în lucrarea [12], remarcîndu-se faptul că acest material are efect modificator dar acţiunea sa diferă în mare măsură de cea a FeSi şi Si.

Solidificarea Fgv. O sinteză a rezultatelor obţinute în ultimii zece ani în studiul formării structurii Fgv, respectiv în perioada de la precedentul simpozion în care a fost prezentată o lucrare pe aceeaşi temă, constituie tematica lucrării [13] prezentate de specialişti din R.S.R. la această manifestare ştiinţifică (Metalurgia, R.S.R., nr. 9/1985).

Lucrarea [4] aduce o serie de precizări asupra structurii şi creşterii Gv, considerînd că sînt două modalităţi de obţinere a acestei forme de grafit: creşterea pornind de la G1 şi degenerarea Gn, cele două forme coexistînd în structură. Aceste forme de Gv sînt în contact cu faza lichidă, crescînd cuplat cu austenita.

Prin analiza termică şi solidificarea direcţională, lucrarea [15] evidenţiază o serie de particularităţi ale formării structurii la Fgl, Fgv, Fgn. Se remarcă faptul că prin curba de răcire se poate urmări istoria solidificării, în timp ce controlul gradientului termic al interfeţei lichid-solid şi al vitezei de solidificare evidenţiază legătura între conţinutul rezidual de Ce şi structura fontelor.

Solidificarea Fc şi Fgn. O comparaţie între morfologia solidificării Fgl, Fgv şi Fgn, turnate în forme metalice şi clasice, efectuează lucrarea [16], care remarcă o mare apropiere între Fgv şi Fgn, precum şi o serie de deosebiri între mecanismul solidificării în cele două tipuri de forme, diferite ca viteză de răcire.

Condiţiile de formare a grafitului în fontele cu carbon şi siliciu scăzut (1,32—2,17%C, 1,56—2,35%Si), la mici adaosuri de Ca, Mg, Al, O şi la variaţia vitezei de răcire, sînt urmărite în lucrarea [17].

O simulare pe calculator a procesului de solidificare a Fgn este propusă de lucrarea [18], care urmăreşte reproducerea curbelor de răcire, în strînsă corelaţie cu datele experimentale. Se remarcă faptul că germinarea Gn are loc după recoalescenţă şi că nu se recomandă utilizarea ecuaţiei Oldfield la Fgn.

Lucrarea [19] are o tematică similară, prezentînd un model al cineticii solidificării Fgn eutectice care permite explicarea acţiunii mai multor factori tehnologici, în timpul solidificării.

Repartiţia elementelor de aliere între austenită şi faza lichidă şi între lichid şi eutectic, în cele două sisteme de cristalizare, este urmărită de lucrarea [20]. Este remarcată o corespondenţă strînsă între acţiunea grafitizantă a elementelor de aliere şi valorile parametrilor de repartiţie a acestor elemente, cu excepţia celor care formează nitruri (Si, Al, Ti).

Variaţii volumetrice la solidificare. Studiind condiţiile de formare a retasurii şi dilatarea fontei în timpul solidificării, lucrarea [21] propune un model de desfăşurare a solidificării în cazul Fc şi Fgn, precum şi măsurile pentru reducerea volumului de retasură, prin acţiuni asupra compoziţiei chimice şi rigidităţii formei.

Lucrarea [22] analizează procesul de formare a defectelor interne în cazul Fgn, în corelaţie cu desfăşurarea procesului de solidificare, sub acţiunea compoziţiei chimice, a inoculării şi vitezei de răcire.

Corelaţia între porozitatea şi mecanismul de solidificare a fontei cenuşii şi Fgn constituie tematica lucrării [23]. Se evi-

denţiază faptul că în cazul Fc porozitatea este direct determinată de către contracţia termică şi de solidificare, în timp ce la Fgn creşterea Gn într-un înveliş de austenită creează condiţii particulare pentru formarea porozităţii.

Solidificarea albă şi cenuşie. Tranziţia metastabil-stabil în procesul de solidificare a fontelor din domeniul eutectic (Sc — 0,95—1,05) a fost analizată în lucrarea [24], stabilindu-se viteza critică de răcire şi parametrii structurali ai eutecticului metastabil.

Condiţiile de formare a carburilor intercelulare în fonta cenuşie, sub acţiunea Si, Ni, Cr, Cu, Mo, sînt analizate în lucrarea [25], care evidenţiază posibilitatea obţinerii Fc de înaltă rezistenţă, fără carbon intercelular, deci cu o bună prelucrabilitate.

Tranziţia de la Fc la Fa şi invers, în sistemul eutectic Fe—C—X (Si, P, Cr, Mn, Ti), este studiată prin variaţia vitezei de răcire, la o solidificare unidirecţională [26]. Se disting trei categorii de elemente: grafitizante (Si, P), antigrafitizante (Cr) şi cu „acţiune opusă" (Mn, Ti), toate acestea influenţînd temperatura eutectică, subrăcirea şi nucleerea cementitei.

Simulînd cu ajutorul calculatorului procesul de solidificare a Fgn, Fc şi Fa, se calculează riscul de apariţie a cementitei în Fc şi Fgn, în diferite condiţii de turnare [27].

Transformări în stare solidă. Efectul unor mici adaosuri (0,05—0,2%) de clorură de sodiu, hexacloretan şi sulf în Fa, asupra desfăşurării primului stadiu de grafitizare, este prezentat de lucrarea [28]. Se recomandă 0,1% NaCl sau C_2Cl_6.

Deformarea prealabilă a fontei albe, destinată maleabilizării, determină finisarea grafitului şi micşorarea duratei tratamentului termic, aceste efecte depinzînd de intensitatea, repetarea şi multiaxialitatea presării [29].

Cinetica grafitizării Fa, la 1,0—1,8% Si, sub acţiunea azotului şi oxigenului, este analizată în lucrarea [30], în condiţiile elaborării fontei în cubilouri mari şi mici şi în sistem duplex cuptor cu inducţie-cuptor cu arc.

Menţineri prealabile ale Fa la 300—500°C favorizează accelerarea primului stadiu de grafitizare, obţinîndu-se şi o finisare a grafitului, evidenţiindu-se acţiunea favorabilă a unor conţinuturi ridicate de Si şi influenţa negativă a Mn [31].

Influenţa unor adaosuri de 0,5—1,2% Al şi 2—4% Ni asupra transformărilor în stare solidă a Fgn este analizată în lucrarea [32].

Vibrarea la 1000°C a Fgn, supusă la diferite tratamente termice, influenţează structura acestora, avînd un efect favorabil asupra gradului de omogenizare (se diminuează segregaţiile) [33].

În cazul Fgn austenitice (Ni-Resist) ce lucrează la temperaturi scăzute (—150°C) este posibilă înlocuirea unei părţi din nichel cu mangan, rezultate bune obţinîndu-se la 7—10% Mn şi 9—11% Ni, aceste fonte înlocuindu-le pe cele cu 22% Ni [34].

Difuzia ireversibilă a carbonului în Fc, supusă unui proces de oxidare, la temperaturi ridicate, în aer şi oxigen, este analizată în lucrarea [35].

Dilatarea termică a Fc este determinată de vitezele de răcire şi încălzire, fiind mai mare decît la oţel şi crescînd cu temperatura [36].

Fonte bainitice. Influenţa microstructurii asupra proprietăţilor Fgn bainitice şi posibilităţilor de control constituie obiectul lucrării [37]. Prin menţineri diferite (10—240 min), la 300—400°C, sînt influenţate caracteristicile de rezistenţă, plasticitate şi tenacitate ale Fgn.

Studiind Fgn bainitică, lucrarea [38] remarcă trei aspecte: dependenţa proporţiei de austenită reziduală de %C; existenţa a două stadii ale autenitizării; apariţia microsegregării Si, care influenţează austenita reziduală.

Transformările care apar la obţinerea Fgn bainitice constituie obiectul lucrării [39], care evidenţiază influenţa Si, a alierii (Ni, Cu, Mo), durata şi temperatura de transformare, precum şi posibilităţile de control.

Lucrarea [40] prezintă influenţa Si asupra transformării bainitice în Fgn şi legătura cu proprietăţile mecanice, prin studii dilatometrice.

Influenţa microalierii (cu Cr, Ni, Mo, Cu, Sn) asupra transformării bainitice în Fgn şi asupra proporţiei de austenită reziduală se prezintă în lucrarea [41], care propune o relaţie de tipul:

$$\log t\ (\text{min}) = -0{,}8 + 1{,}45 \cdot Si + 0{,}90 \cdot Mn + 0{,}55 \cdot Mo + 0{,}33 \cdot Cu + 0{,}15 \cdot Ni$$

(t — timpul de micşorare la jumătate a proporţiei de austenită reziduală).

Tehnici speciale de producţie. O serie de contribuţii la studiul solidificării şi grafitizării Fm turnate în forme clasice şi metalice aduce lucrarea [42]. Se evidenţiază o serie de avantaje ale utilizării formelor metalice: finisarea austenitei, împiedicarea apariţiei grafitului, posibilitatea folosirii unor conţinuturi ridicate de Si.

Utilizarea laserului pentru topirea şi alierea superficială a pieselor din fontă cu grafit nodular, lamelar, maleabile şi mediu aliate cu siliciu (Silal) propune lucrarea [43], care evidenţiază posibilitatea creşterii rezistenţei la uzare pe această cale.

O serie de aspecte ale transformărilor structurale în zonele sudate ale Fgn feritice prezintă lucrarea [44], care evidenţiază condiţiile formării Gn la recoacerea de grafitizare, după sudare.

Relaţii între microstructură şi proprietăţi. Comportarea la rupere a Fc, sub acţiunea lungimii separărilor de grafit şi a componenţei masei metalice de bază, este analizată în lucrarea [45].

O corelaţie între viteza de cristalizare, structura şi caracteristicile de rezistenţă ale fontelor înalt aliate cu crom (circa 30% Cr) propune lucrarea [46]. Inocularea acestor fonte cu 0,05% Ti sau 0,26% Ce determină creşteri substanţiale ale rezistenţei, atingîndu-se 3250 N/mm² la sistemul Fe—Cr—C—Ce.

Lucrarea [47] analizează corelaţiile dintre rezistenţa şi microstructura fontei cu grafit lamelar, prin studiul mecanismului de rupere a acestei fonte, la o masă metalică feritică, perlitică şi martensitică. La aceeaşi mărime a celulelor eutectice, a fost stabilită o corelaţie liniară între rezistenţă şi tenacitatea la rupere K_{1C}.

Rolul nodulilor de grafit în comportarea la deformare a fontei cu grafit nodular constituie tematica lucrării [48]. Sînt analizate deformarea nodulilor de grafit, distribuţia tensiunilor pe suprafaţa acestora şi rolul lor în determinarea tenacităţii Fgn feritice.

Studiul tensiunilor de deformare a fontei, în timpul transformării perlită-austenită, a dus la aplicarea unor solicitări termice ciclice, între 680—900°C, ceea ce a favorizat obţinerea Fgn superplastică [49].

Influenţa Si şi P şi a vitezei de răcire asupra tenacităţii Fgn feritice constituie obiectul lucrării [50], analiza efectuîndu-se la +20°C şi —100°C. Atît Si cît şi P determină micşorarea valorii rezilienţei, recomandîndu-se maximum 3,0% Si (20°C), respectiv maximum 2,3% Si la —100°C. Creşterea mărimii nodulilor de grafit determină îmbunătăţirea rezilienţei la 20°C, dar înrăutăţirea acesteia la —100°C.

În cazul Fgn feritice a fost constatată apariţia ruperii intergranulare la 673 K, explicată prin acţiunea tensiunilor din masa metalică, în vecinătatea grafitului şi prin precipitarea carburilor în timpul tensiunilor dinamice [51].

Înlocuirea fontelor Ni-Hard 4, foarte scumpe, cu fonte Cr—Mn propune lucrarea [52], care analizează şi posibilităţile de tratament termic pentru a obţine o combinare a caracteristicilor de rezistenţă la uzare şi tenacitate la fonte cu 2,5% C, 0,7% Si, 4,5% Mn, 11,5% Cr.

Se apreciază că apariţia acestor lucrări constituie un eveniment deosebit în adîncirea cunoaşterii mecanismului atît de complex al formării structurii fontei turnate în piese.

Titlul lucrărilor prezentate

[1] Peiyue, Z., Rozeng, S., Yanxiang, L. — Effect of twin/tilt on the growth of graphite

[2] Purdy, G. R., Audier, M. — Electron microscopical observations of graphite in cast irons

[3] Franklin, S. E., Stark, R. A. — Further use of secondary ion mass spectrometry in the study of graphite morphology control in cast irons

[4] Minkoff, I. — The spherulitic growth of graphite

[5] Subramanian, S. V., Kay, D. A. R, Purdy, G. R. — Graphite morphology control in cast iron

[6] Loper, C. R. — Graphite morphology in cast irons
[7] Tang Chong XI, Fargues, J., Hecht, M., Margerie, J. C. — Formation and prevention of chunky graphite in slowly cooled nodular irons
[8] Bhavsar, R. D., Blake, N. W., Ghoreshy, M., Smith, R. W., — Influence of trace impurities on graphite forms in cast irons
[9] Loper, C. R., Shivani, S., Witter, T. R. — Graphite inoculants for grey cast irons
[10] Bennet, G. H. J., Gadd, M. A. — The physical chemistry of inoculation of cast iron
[11] Kusakawa, T., Ogame, A., Xu, X., Lin, H. — Nucleus of spheroidal graphite in cast iron
[12] Schubert, W. D., Ta, Kahr, G., Benecke T., Lux, B. — Influence of SiC addiditions on the microstructure of gray cast iron
[13] Ripoşan, L., Chişamera, M., Sofroni, L. Brabie, V. — Contributions to the study of the solidification mechanism and of the influence of structure on the properties of C/V graphite cast iron
[14] Xijun, D., Peiyue, Z., Qifu, L. — Structure and formation of vermicular graphite
[15] Ştefănescu, D. M. — Solidification of flake, compacted/vermicular and spheroidal graphite cast irons as revealed by thermal analysis and directional solidification experiments.
[16] Rickert, A., Engler, S. — Solidification morphology of cast iron
[17] Chakrabarty, A. K., Kondic, V., Young, J. M. — Graphite formation in low carbon silicon cast-irons
[18] Su, K. C., Ohnaka, I., Yamauchi, I., Fukusako, T. — Computer simulation of solidification of nodular cast iron
[19] Fras, E. — A computer — aided simulation of the kinetics of solidification of the eutectic ductile cast irons.
[20] Kagawa, A., Okamoto, T. — Partition of alloying elements on eutectic solidification of cast irons
[21] Hummer, R. — A study of the shrinkage and dilation during solidification of nodular cast iron — its relation to the morphology of crystallization
[22] Lesoult, G., Dietrich, P., Arnould, F., Theret, J. M. — Formation of internal defects in S.G. cast irons in relation to the solidification process
[23] Hillert, M. — The relation between porosity and solidification mechanism in grey cast iron
[24] Wolf, G., Flender, E., Sahm, P. R. — Solidification behavior of technical metastable near-eutectic iron-carbon alloys
[25] Gundlach, R. B., Ianowak, J. F., Bennet, S., Rőhrig, K. — On the problems with carbide formation in grey cast iron
[26] Magning, P., Kurz, W. — Competitive growth of stable and metastable Fe—C eutectic
[27] Fredriksson, H., Svensson, I. — Computer simulation of the structure formed during solidification of grey cast iron
[28] Chakrabarti, A. K., Roy, P. L., Banerjee, P. — Effect on minor additives on first stage graphitisation in white cast iron
[29] Plenard, E., Fromont, C. — Reducing size effect of graphite in malleable iron by prestressing before heat treatment
[30] Takahashi, R. — Kinetics of graphitization of white cast iron
[31] Hussein, A. A., El-Menawati, L. I. Kassem, M. A., Yostos, B. I. — First stage graphitisation of subcritically treated white cast iron
[32] Ganguli, A. C., Chakrabarti, A. K., Dasgripta, S. C. — Effect of nickel and aluminium on solid state transformations in S.G. irons
[33] Schissler, J. M., Saverna, J., Bellocci, R., Bak, C. SG — Influence of hot shake out on the microstructure obtained through varying heat treatments
[34] Poyet, P., Couchinove, P., Doncoisne P. L. — Effects of nickel substitution by manganese in austenitic S.G. Cast Iron for low temperature uses
[35] Nagaoka, K., Souma, M. — Irreversible carbon diffusion in growth of cast iron
[36] Sunnerkrantz, P. A., Fredriksson, H. — The effect of the structure and the heating or cooling rate on the thermal expansion of gray cast iron
[37] Voigt, R. C., Loper, C. R. — Austempered ductile cast irons-influence of microstructure control.
[38] Verhoeven, J. D., El-Nagar, E., El-Sarbagawa, B., Cornwell, D. — A study of austempered ductile cast iron
[39] Gundlach, R. B., Ianowak, J. F., Bechet, S., Rohrig, K. — Transformation behavior in austempering nodular iron
[40] Nieswaag, H., Nijhof, J. W. — Influence of silicon on bainite transformation in ductile iron; relation to mechanical properties
[41] Stenfors, S. E. — The effect of alloying elements on the bainite transformation in ductile iron
[42] Doepp, R. — Contribution to the solidification and graphitization behaviour of sand — cast and gravity die — cast malleable iron
[43] Hawkes, Lundberg, L., Walker, A. M., Steen, W. M., West, D. R. F. — cast iron structures produced by laser surface melting and alloying
[44] Hällen, G. — Some aspectes on the formation of the microstructure in multipass welds in feritic ductile cast irons
[45] Fontaine, A., Zambelli, G. — The influence of microstructure on the tensile damage of lamellar cast iron
[46] Fras, E., Guzik, Karamora, A. — A relationship between the chrystalization rate and the structure and strength characteristics of the Fe—Cr—C—Ti and Fe—Cr—C—Ce alloys subjected to directional solidification
[47] Castillo, R. N., Baker, T. J. — The relationship between tensile strength and microstructure in flake graphite cast iron
[48] Sumimoto, H., Nakamura, K. — The role of graphite nodules in the deformation behaviors of speroidal graphite cast iron
[49] Hazotte, A., Simon, A. — Tensile deformation of spheroidal graphite cast iron during pearlite-austenite transformation
[50] Komatsu, S., Shiota, T. — Influences of silicon and phosphorus contents and cooling rate on J_{1c} fracture toughness of ferritic spheroidal graphite cast iron
[51] Yanagisawa, O., Lui, T. S. — 673 K Embrittlement of ferritic sheroidal graphite cast irons
[52] Basak, A., Penning, J., Dilewijns, J. — Heat treatments of Cr—Mn white cast irons for an optimum combination of wear resistance and impact strength.

Dr. ing. *I. Riposan*

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 5, 1986

Ştiinţa conducerii avantajelor strategice competitive, p. 193 — Răcirea blindajului furnalului — principii teoretice, p. 197 — Răcirea blindajului furnalului — proiectare şi cheltuieli pentru sistemele de răcire, p. 205 — Răcirea blindajului furnalului — rezultate de exploatare, p. 211 — Comportarea la înmuiere a materialelor din compoziţia încărcăturii unui furnal răcit cu N_2 şi efectul asupra consumului de cocs, p. 217 — Punerea în funcţiune a instalaţiei de zincare electrolitică a firmei Voest-Alpine AG, p. 225 — Curbe — densitate de curent — potenţial, pentru aprecierea rezistenţei la coroziunea pitting a oţelurilor inoxidabile, p. 227 — Reforme financiare în R. P. Chineză — noul rol al băncilor, p. 233 — Nou din trecut : aniversări metalurgice în 1986 şi industria minelor şi metalurgică a Europei Centrale din secolul al XII-lea în secolul al XVII-lea, p. 90.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 6, 1986

Europa, Japonia şi S.U.A.în competiţie industrială, p. 241 — Tehnica instalaţiilor — noi metode de îmbunătăţire a calităţii şi creştere a productivităţii, p. 245 — Automatizarea în uzinele de laminare, p. 255 — Acceptarea conştientă a unui risc adaptat— un obiectiv comun al proiectării, producţiei şi întreţinerii, p. 263 — Perspectivele dezvoltării materialelor, p. 269 — Secvenţe mari de turnare continuă fără schimbarea distribuitorului şi a tuburilor de imersie, la instalaţiile de turnare continuă a bramelor de la uzina Rheinhausen a firmei Krupp Stahl AG, p. 279 — Firma Thyssen Stahl AG, p. 283 — Tîrgul „Industrie" de la Hannovra cu paletă de oferte modificată, p. 301 — Nou din trecut : uzinele metalurgice din regiunea Suderland (R.F.G.), în secolul trecut, p. 138.

Iz. V.U.Z., ciornaia metallurghiia U.R.S.S., nr. 2, 1986

Influenţa ionilor care formează reţele asupra absorbţiei de oxigen şi construcţiei stratului de suprafaţă al topiturilor de oxizi, p. 4 — Cîteva particularităţi ale regimului de căldură al procesului de sinterizare a fondanţilor complecşi, p. 8 — Influenţa regimului de deplasare a coloanei de materiale din furnal asupra modificării configuraţiei straturilor, p. 11 — Determinarea parametrilor optimi de producţie a peletelor din concentratele de la Krivoi Rog, utilizînd varul în încărcătura de peletizare, p. 14 — Determinarea vitezei de decarburare în baia convertizorului, p. 18 — Utilizarea complexului de semnale tangenţiale pentru controlul şi conducerea regimului de zgură în şarja de convertizor, p. 22 — Alierea complexă a oţelului cu seleniu şi telur, p. 24 — Bilanţul de oxigen şi creşterea eficienţei utilizării lui în perioada de oxidare, la elaborarea oţelurilor inoxidabile, p. 30 — Determinarea dimensiunilor paturilor de răcire ale laminoarelor de profile din oţel fasonate, p. 34 — Procedura de luare a hotărîrilor în sistemul automat de conducere a parametrilor laminorului şi tehnologiei de laminare la rece, p. 38 — Particularităţile şi structura complexului tehnologic robotizat de laminare, p. 41 — Elaborarea algoritmului şi programului de proiectare automatizată la complexele de calculatoare electronice pentru calibrarea cilindrilor de laminare a profilelor-jgheab, p. 44 — Cîteva rezultate ale cercetării teoretice şi experimentale ale ondulării peretelui grinzilor dublu T, p. 52 — Interacţiunea atomică şi energia de formare a aliajelor sistemului Fe—Cr, p. 53 — Intensificarea tratării cu bor din pastă în descărcarea luminiscentă, p. 56 — Modificarea proprietăţilor mecanice ale oţelului beton 80Sla desorbţia hidrogenului, p. 59 — Influenţa recoacerii prealabile asupra proprietăţilor sîrmei cu conţinut scăzut de carbon, refulată la rece, p. 61 — Influenţa arsenului asupra rezistenţei la coroziune a oţelurilor cu conţinut redus de carbon, slab aliat, p. 63 — Termografia de temperatură ridicată a sistemelor de zgură, p. 65 — Prelucrarea termochimică a camerelor de presiune înaltă, p. 69 — Mişcarea în capilare a topiturilor metalice sub strat de fondanţi sau zgură, p. 72 — Diagramele structurale ale formelor grafitului în aliajele de fier, carbon şi siliciu, p. 75 — Intensificarea funcţionării la cald a cuptoarelor rotative tubulare, p. 79 — Îmbunătăţirea direcţionării solidificării lingourilor de oţel cu masa de 1,2 t, p. 82 — Determinarea tipului raţional de cuptoare de încălzire cu propulsie şi a numărului lor pentru laminoarele de benzi şi de profile, p. 85 — Cercetările comparative ale metodelor de încălzire ale cuptoarelor de încălzire în camera de ardere. Comunicarea 1, p. 94 — Starea termoplastică-elastică a plăcilor cu proprietăţi dependente de temperatură la şocul termic, p. 98 — Regimurile optime de încălzire a metalului ţinînd cont de limitele tehnologice, p. 101 — Problema încălzirii rapide optime a plăcii conjugată cu limitarea conducerii procesului, p. 106 — Funcţionarea gazodinamică a cuptoarelor cu cuvă, de secţiune circulară sau dreptunghiulară. Comunicarea 1, p. 109 — Dinamica interacţiunii dintre oţelării şi secţiile de laminare ale uzinelor metalurgice. Comunicarea 1, p. 113 — Analiza şi modelarea matematică a mecanismului de expandare a zgurei de convertizor cu oxigen, p. 117 — Modelarea procesului de mişcare a materialelor pulverulente în agregatele tehnologice, p. 120 — Calculul capacităţii de antrenare a maşinilor secţiilor de laminare, p. 124 — Cercetarea şi elaborarea dispozitivului de tăiere cu disc excentric pentru tăierea ţevilor în stare caldă, p. 128 — Particularităţile încărcării mecanismului de comandă a cleştilor macaralei Tigler, p. 132 — Creşterea eficienţei transportului pe calea ferată, la sectoarele de transport al fontei lichide, ale uzinelor metalurgice, p. 138 — Estimarea influenţei înnoirii fondurilor de bază ale întreprinderilor metalurgice asupra eficienţei producţiei, p. 142 — Estimarea eficienţei diferitelor metode de transport şi stocare a fontei în sistemul fontă-oţel, p. 145 — Repartizarea vanadiului la topirea electrică a peletelor de Kacikanar, p. 148 — Creşterea preciziei calculelor mărimii neplanităţii tablei laminate, p. 149 — Estimarea influenţei oscilaţiilor dopului cu autocentrare asupra stabilităţii tragerii ţevilor, p. 150 — Studierea unor particularităţi de emisie acustică la deformarea materialelor, p. 151 — Studierea antrenărilor de praf la prăjirea minereurilor în stratul de suspensii în trepte, p. 152 — Alegerea intervalului gradului de fineţe la descrierea regimului de fierbere a topiturii în furnal, p. 153 — Estimarea legăturii proceselor de decarburare şi încălzire a metalului în cuptorul Martin, p. 154 — Sensibilitatea termică a masei de astupat anhidră şi influenţa ei asupra efortului de împuşcare a maşinii electrice de astupat guri de fontă, p. 155 — Tensionările de contact tangenţiale la laminarea la rece cu devansare nulă şi negativă, p. 155 — Macro- şi microstructura aliajelor Fe—Ti—S—Mn, p. 156.

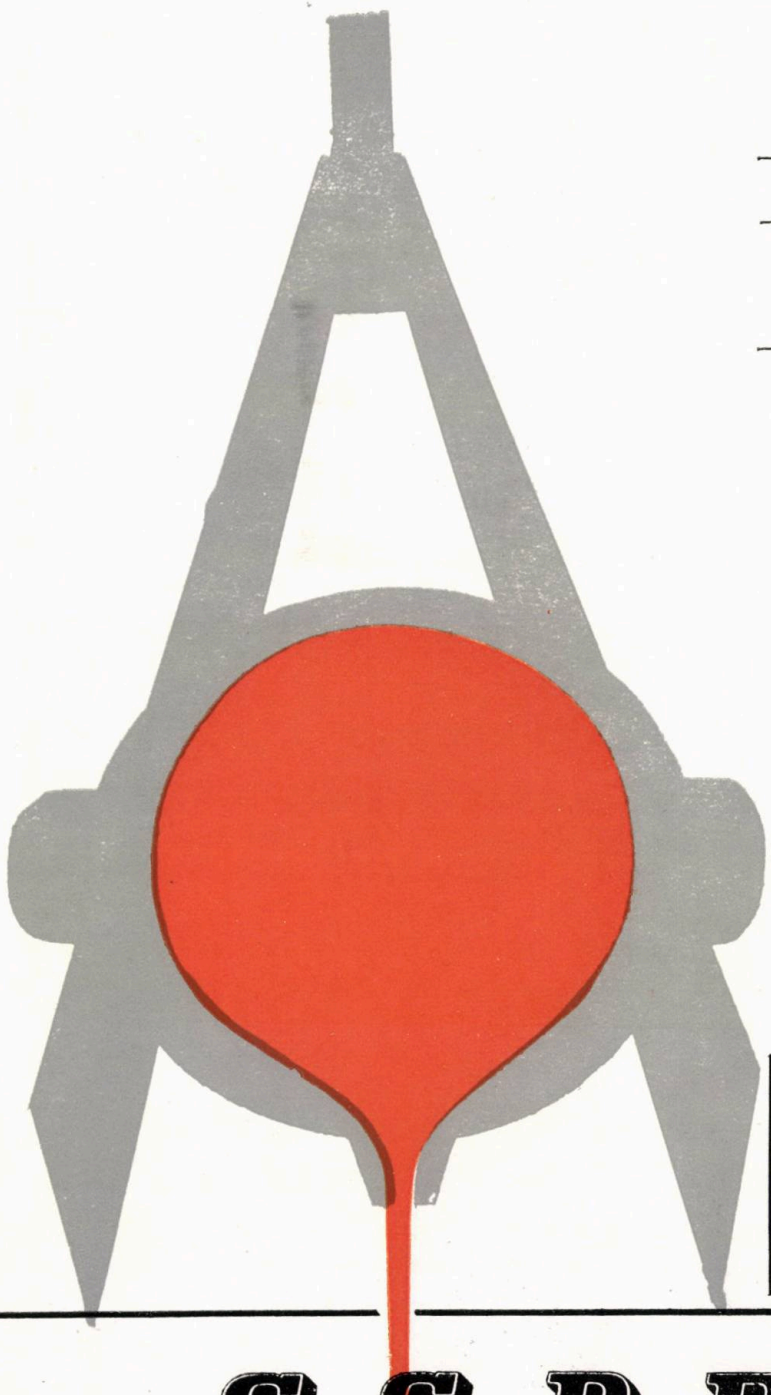
Metallurg, U.R.S.S., nr. 2, 1986

Prevenirea acoperirii cu praf a peletelor, p. 11 — Influenţa alcaliilor asupra procesului de elaborare în furnal, p. 12 — Analiza randamentului sistemului de încărcare la proiectarea reconstrucţiei furnalului, p. 14 — Utilizarea plasmatronilor la aplicarea acoperirilor de protecţie pe piesele utilajelor metalurgice, p. 17—Mărirea d4ratei de funcţionare a plăcii de încărcare de la maşinile de aglomerare, p. 18 — Controlul permanent al temperaturii metalului lichid, p. 19 — Creşterea eficienţei utilizării centratoarelor fixe la turnarea oţelurilor de calitate, p. 20 — Ungerea lingotierelor pentru tablă cu lignosulfonaţi, prin utilizarea unui dispozitiv de centrare, p. 22 — Prelucrarea şi utilizarea zgurelor rezultate din producţia de feroaliaje, p. 23 — Asimilarea calibrării benzilor cu profil bulb, p. 27 — Perfecţionarea tehnologiei de laminare a ţevilor semifabricate din oţel de tip H18N10T, p. 31 — Tendinţele dezvoltării producţiei de laminate, p. 32 — Metoda de calculare a economiei de metal rezultate la fabricarea unor tipuri economice de produse de metal, p. 35.

BIBLIOTECA CENTRALĂ DE INFORMARE ŞTIINŢIFICĂ

Centrul de Cercetari și Proiectari pentru Fabricație Produse Siderurgice Hunedoara

Execută pe bază de comenzi:



— studii și lucrări de cercetare

— proiecte și documentații tehnice de execuție

— analize de laborator pentru determinări fizice și chimice în domeniul perfecționării producției de cocs, aglomerat fontă, oțel și laminate

C C P F P S

— HUNEDOARA —

E 3280

R 1986 SEP 29

METALURGIA

REFERATIVĂ

8

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XXXVIII • NR. 8 • AUGUST 1986

ÎNTREPRINDEREA-ANTREPRIZĂ DE CONSTRUCȚII MONTAJE METALURGICE ȘI REPARAȚII

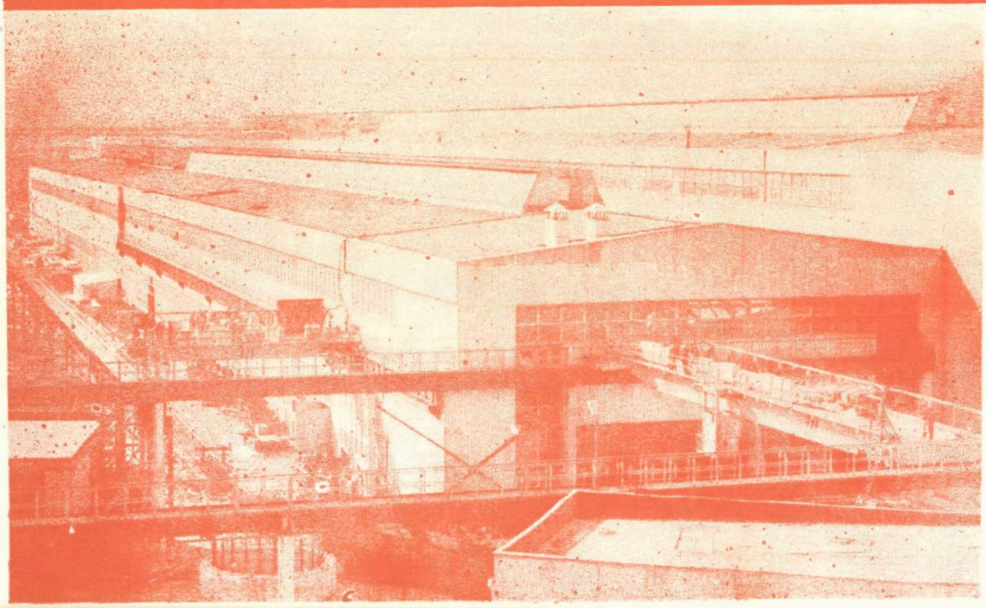
REȘIȚA

În execuţia lucrărilor de construcţii-montaj foloseşte procedee şi tehnologii noi, bazate pe mecanizare intensivă, în scopul ridicării productivităţii muncii şi obţinerii unei calităţi superioare, fiind dotată cu :

- automacarale şi macarale pe pneuri şi şenile cu capacitate pînă la 140 t;
- o gamă multiplă de utilaje terasiere, buldozere, excavatoare, autoîncărcătoare;
- instalaţii de prefabricare a elementelor de beton;
- instalaţii de sortare pentru obţinerea agregatelor necesare întregii producţii de beton fabricate în întreprindere

EXECUTĂ lucrări de construcţii-montaj specifice combinatelor siderurgice:

- Laminoare
- Furnale
- Baterii de cocsificare
- Fabrici de dolomită
- Oţelării Martin
- Fabrici de oxigen
- Instalaţii electrice de mecanizare şi automatizare
- Lucrări de CF şi drumuri
- Montaje de cuptoare pentru produse refractare
- Hale pentru construcţii metalice şi utilaj metalurgic



Str. 6 Martie, tel. 12950; 13186
Telex : 74218
REŞITA

METALURGIA

Anul 38 Nr. 8 August 1986

CUPRINS

Apa, L. : **Influenţa elementelor de aliere asupra solubilităţii azotului în oţelul lichid** 365

Marcu, P., Stănescu, I., Popa Angela şi *Lupeanu, H.* : **Aspecte structurale privind turnarea continuă a bronzului cu plumb** 368

Mitoşeriu, Olga, Vlad, Maria şi *Bujoreanu, Viorica* : **Determinarea mercurului din minereuri şi roci prin gravimetrie cu colectare în fază organică** 373

Murguleţ N., Nicolae, A., Covali, N., Predescu, C., Boiangiu, C., Ancuţ, R., Untea, G., Cruceru, A. şi *Scurina, D.* : **Îmbunătăţiri privind construcţia şi funcţionarea cuptoarelor tunel pentru refractare** 377

Gheorghiu, Fl. şi *Oprescu, I.* : **Unele aspecte privind interdependenţa dintre parametrii funcţionali ai cuptoarelor continue de coacere a electrozilor carbonici** 381

Atanasiu, N. : **Aplicaţiile calculatorului electronic în tehnologiile de prelucrare prin deformare plastică** 386

Chira, I. : **Determinarea rezistenţei la uzare prin frecare mecanică şi abrazivă a aliajelor turnate** 393

Istrate, Gh., Ştefănescu, Fl., Albiţă, Gh., Nedelescu, Irina şi *Veliciu, I.* : **Aspecte privind realizarea tehnologiei de producere a blindajelor din fontă aliată cu crom pentru morile de ciment** 400

Storin, Adina şi *Anghel, Floarea* : **Aliaje grele sinterizate W-Ni-Fe** 404

CRONICĂ 367, 407

DOCUMENTARE 408

REVISTA REVISTELOR 372, 380, 385, 392, 403, 410

Președintele Colegiului de redacție: L. SOFRONI

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Tehnoredactor: EC. CHIPARIZOPOL

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu nr. 23—25, București

I. P. „Informația" — c. 2351

CONTENTS

DC : 669.77/.78 : 66.786

Apa, L. : **The influence of alloying elements on the solubility of nitrogen in liquid steel**

According to the concentration of certain alloying elements, the paper analyses the variation of nitrogen solubility in liquid iron (binary alloys) at 1600°C and 1 atm in the case of the elements which increase this solubility (Cr, V, W, Mo, Mn, Nb, Ta) as well as in the case of the elements which reduce it (P, C, Si, B, Ni, Co, Cu), using the experimental data from literature, checked by theoretical calculations.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 365—367

DC : 621.74.047 : 669.35.6

Marcu, P., Stănescu, I., Popa, Angela and *Lupeanu, H.* : **Structural aspects of the continuous casting process of bronze containing lead**

The authors present the structural modifications in bronze with a high lead content (16—20%) and tin addition (6—7,5%) continuously cast in bars and pipes. The authors also present the comparative aspects concerning the number of lead particles, the rate of the area which is occupied, the mean diameter and the classification according to particle size, according to casting conditions.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 368—372

DC : 669.791.3

Mitoşeriu, Olga, Vlad, Maria and *Bujoreanu, Viorica* : **The determination of mercury existing in ores and rocks with the help of gravimeters with collection in organic phase**

The paper presents an original method of mercury (II) separation and determination named „gravimetric analysis with collection in organic phase". By combining the advantages of the extraction with solvents and of the gravimetric analysis, the determination method which has been suggested becomes selective, sensitive and rapid. This method has been applied to the rapid analysis of mercury (II) in ores and rocks.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 373—376

DC : 621.783.237 : 666.76

Murguleţ, N., Nicolae, A., Covali, N., Predescu, C., Boiangiu, C., Ancuţ, R., Untea, G., Cruceru, A. and *Scurina, D.* : **Improvements of the design and operation of tunnel kilns for refractories**

The article presents certain aspects of the heat source of the tunnel kilns for refractories, insisting on the way of achieving this source and on its temperature, as well as on the energy use index.

The authors analyse the ajustment and control measures of thermal and hydraulic regime, finally presenting a draft for the thermotechnical control waggon.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 377—380

DC : 621.783

Gheorghiu, Fl. and *Oprescu, I.* : **Certain aspects of the interdependence between the operational parameters of continuous baking kilns for carbon electrodes**

The paper studies the interdependences between the technological variables of the annular baking furnaces, for instance : fuel flow rate, the value of the pressure difference, the charge heating speed etc. The paper presents the conditions which are necessary in order to achieve a controlled combustion of the distilled volatile components.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 381—385

DC : 621.9.011 : 681.32

Atanasiu, N. : **Computer application in the processes of plastic working**

The paper describes the principles of computer application in the processes of plastic working. For the exemplification a method of calculation is presented for computer aided roll pass design.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 386—392

DC : 669.018.28

Chira, I. : **The determination of cast alloy wear resistance by mechanical and abrasive friction**

The paper presents the erection details and the technical and functional parameters of a complex tribometric installations carried out in the Bucharest Politechnical Institute and used for laboratory and semi-industrial trials aiming at determining cast alloy wear resistance, under the conditions of abrasive or mechanical dry friction. The author also describes the possibility of determining the values of the friction slipping kinetical index for a shoe/roller couplings and a roller/roller couplings (friction of lateral areas).

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 393—399

DC : 621.741.2

Istrate, Gh., Ştefănescu, Fl., Albiţă, Gh., Nedelescu, Irina and *Veliciu, S.* : **Aspects of the manufacture technology of chrome-alloyed cast iron**

This paper presents a new technology applied to the production of high alloyed cast iron, particularly used for claddings subjected to abrasive wear of the grinding mills in the cement industry. The importance of this research consists of the fact that besides the increase of the spare parts quality in cement industry a reduction of material costs and of raw materials and energy consumption is reached.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 400—403

DC : 621.762

Storin, Adina and *Anghel, Floarea* : **W-Ni-Fe heavy sintered alloys**

The authors present the experiments carried out with a view to establishing a manufacturing technology for a W-Ni-Fe material for aeronautic industry. The authors present also the determination of their structural characteristics and of physico-mechanical properties.

The good operation behaviour of the parts obtained by this technology has determined their manufacturing.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 404—406

INHALT

DK : 669.77/.78 : 66.786

Apa, L. : **Einfluss der Legierungselemente auf die Löslichkeit des Stiekstoffs aus dem flüssigen Stahl**

In der Arbeit wird die von einigen Legierungselementen abhängige Schwankung der Stickstofflöslichkeit aus dem flüssigen Eisen (Zweistofflegierungen), bei 1600 °C und 1 Atm analysiert; und zwar nicht nur bei den Elementen die zur Erhöhung dieser Löslichkeit (Cr, V, W, Mo, Mn, Nb, Ta), sondern auch bei den Elementen die zu ihrer Verminderung beitragen (P, C, Si, B, Ni, Co, Cu); anhand von experimentellen Daten aus der Fachliteratur die mit Hilfe von theoretischen Kontrollrechnungen überprüft worden sind.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 365—367

DK : 621.74.047 : 669.35.6

Marcu, P., Stănescu, I., Popa, Angela und *Lupeanu, H.* : **Strukturelle Aspekte betreffend das Stranggiessen der Bleibronze**

Das Studium bezweckt die Erforschung der strukturellen Änderungen von Bronze mit hohem Bleigehalt (16—20 %) und stranggegossenem Zinnzusatz (6—7,5 %), unter der Form von Stängen und Röhren. Es werden einige vergleichende Ansichten analysiert, was die Bleiteilchenanzahl, den Anteil der belegten Oberfläche, den mittleren Durchmesser und die Ausmassklassifikation der Teilchen-in Abhängigkeit von den Giessbedingungen-betrifft.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 368—372

DK : 669.791.3

Mitoșeriu, Olga, Vlad, Maria und *Bujoreanu, Viorica* : **Bestimmung des Quecksilbers aus Erzen und Gesteinen mit Hilfe von Gravimetern mit Sammlern in organischer Phase**

In der vorliegenden Arbeit wird eine ursprüngliche Trennungs-und Bestimmungsmethode des Hg (II), als „Gravimetrie mit Sammlern in organischer Phase" bezeichnet, vorgestellt. Als Folge der Vorteile der Lösungsmittelextraktion und der gravimetrischen Methode, ist die vorgeschlagene Bestimmung selektiv, empfindlich und schnell. Die Methode wurde als Schnellanalyse zur Bestimmung des Hg (II) in Erzen und Gesteinen angewendet.

Metalurgia 38 (1986) , nr. 8, p. 373—376

DK : 621.783.237.666.76

Murguleț, N., Nicolae, A., Covali, N., Predescu, C., Boiangiu, C., Ancuț, R., Untea, G., Cruceru, A. und *Scurina, D.* : **Verbesserungen der Konstruktion und des Betriebs des Tunnelofens für feuerfeste Stoffe**

In der Arbeit werden einige Aspekte und Betrachtungen zu den Wärmequellen der Tunnelöfen für feuerfeste Stoffe vorgestellt; indem auf die Herstellungsart, auf die Temperatur sowie auf den Energienutzungsfaktor hingewiesen wird.

Es werden ebenfalls die Massnahmen zur Regelung und Kontrolle des thermischen und hydraulischen Zustands analysiert und anschliessend ein für thermotechnische Kontrolle vorgesehener Kleinwagen schematisch dargestellt.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 377—380

DK : 621.783

Gheorghiu, Fl. und *Oprescu, I.*: **Einige Ansichten zum Zusammenhang der funktionellen Parametern der für die Reifung der kohlenelektroden vorgesehenen Durchlauföfen**

In der vorliegenden Arbeit wird der Zusammenhang zwischen den verfahrenstechnischen Variablen der für die Reifung der kohlensauren Elektroden vorgesehenen Ringöfen, wie z.B. die Brennstoffmenge, der Wert der Druckdifferenz, die Erwärmungsgeschwindigkeit, u.a., untersucht. Gleichfalls werden die Bedingungen vorgestellt, die für eine gesteuerte Verbrennung der destillierten flüchtigen Elemente aus der Ladung notwendig sind.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 381—385

DK : 621.9.011 : 681.32

Atanasiu, N. : **Anwendungen der elektronischen Rechner bei den spanlosen Bearbeitungstechnologien**

In der Arbeit werden die Anwendungsprinzipien der elektronischen Rechner bei den spanlosen Bearbeitungstechnologien, beschrieben. Zwecks der Exemplifizierung wird die bei der Kalibrierung der Walzen verwendete Berechnungsmethode vorgestellt.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 386—392

DK : 669.018.28

Chira, I. : **Bestimmung der Verschleissfestigkeit anhand der Maschinen-und Schleifmittelreibung der Gusslegierungen**

In der Arbeit werden die konstruktionstechnischen Einzelheiten sowie die technisch-funktionellen Kenngrössen einer Reihe tribometrischer, komplexer Anlagen vorgestellt, die von der Technischen Hochschule, Bukarest, ausgeführt worden sind und für Labor-und halb-industrielle Untersuchungen zur Verschleissfestigkeitsbestimmung von trockenen Schleifmittel-oder Maschinenreibung ausgesetzten Gussstücken vorgesehen sind. Es werden ebenfalls die Möglichkeiten zur experimentellen Bestimmung der Reib-und Gleitkoeffizientwerte, sowie den kinetischen Koeffizient für Schlitten/Rolle- und Rolle/Rolle (Seitenflächenreibung)—Kupplungen beschrieben.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 393—399

DK : 621.741.2

Istrate, Gh., Ștefănescu, Fl., Albiță, Gh., Nedelescu, Irina und *Veliciu, S.* : **Betrachtungen zur Durchführung einer Verfahrenstechnik für die aus chromlegierten Roheisenarten hergestellten Panzerungen für Zementmühlen**

In der Arbeit wird eine neue Verfahrenstechnik für die Erzeugung von hochlegierten Roheisenarten, die in erster Linie für Panzerungen vorgesehen sind, die dem Abrasionsverschleiss aus den Zementindustriemühlen unterworfen sind. Die Wichtigkeit der Untersuchung beruht auf die Tatsache, dass gleichzeitig mit der Qualitätsverbesserung der Ersatzteile aus der Zementindustrie auch eine Kosten-und Stoffverbrauchsverminderung erreicht wird.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 400—403

DK : 621.762

Storin, Adina und *Anghel, Floarea* : **Gesinterte, schwere W-Ni-Fe-Legierungen**

In der Arbeit wird auf die durchgeführten Versuche hingewiesen, zur Bestimmung des Herstellungsverfahrens des W-Ni-Fe-Werkstoffs, das in der Luftfahrtindustrie verwendet wird. Es wird ebenfalls die Bestimmungsweise der Gefüge-und der physisch-mechanischen Eigenschaften vorgestellt.

Das gute Betriebsverhalten der aus diesen Legierungen hergestellten Werkstücke hat zu ihrer Einführung in den Herstellungsprozess geführt.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 404—406

SOMMAIRE

CD : 669.77/.78 : 66.786

Apa, L. : **L'influence des éléments d'alliage sur la solubilité du nitrogène dans l'acier liquide**

L'auteur analyse la modification (en fonction de la concentration de certains éléments d'alliage) de la solubilité du nitrogène dans le fer liquide (alliages binaires) à 1600°C et à 1 atm, dans le cas des éléments qui augmentent la solubilité (Cr, V, W, Mo, Mn, Nb, Ta) de même que dans le cas des éléments qui la diminuent (P, C, Si, B, Ni, Co, Cu).

A cet effet, l'auteur utilise des données expérimentales verifiées par calculs théoriques.

Metalurgia 38 (1986) nr. 8, p. 365—367

CD : 621.74.047 : 669.35.6

Marcu, P., Stănescu, I., Popa, Angela et *Lupeanu, H.* : **Aspects structuraux concernant la coulée continue du bronze à plomb**

Les auteurs analysent les modifications structurales d'un bronze à teneur élevée en plomb (16—20%) et à addition d'étain (6—7,5%), coulé continu en bares et tubes. On présente, par comparaison, le nombre des particules de plomb, le pourcentage de la zone occupée, le diamètre moyen et la classification par dimensions des particules, en fonction des conditions de coulée.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 368—372

CD : 669.791.3

Mitoşeriu, Olga, Vlad, Maria et *Bujoreanu, Viorica* : **La détermination du mercure qui existe dans des minerais et les rocs à l'aide des gravimètres à collecte en phase organique**

Les auteurs présentent une méthode originale de séparation et de détermination du Hg (II), dénommée „gravimetrie à collecte en phase organique". La méthode de détermination proposée possède les avantages de l'extraction par solvants et de la méthode gravimetrique, à savoir elle est sélective, sensible et rapide. Cette méthode a été appliquée pour l'analyse rapide du Hg (II) contenu dans les minerais et les rocs.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 373—376

CD : 621.783.237 : 666.76

Murguleţ, N., Nicolae, A., Covali, N., Predescu, C., Boiangiu, C, Ancuţ, R., Untea, G., Cruceru, A. et *Scurina, D.* : **Progrès dans la construction et le fonctionnement des fours à tunnel pour matériaux réfractaires**

Les auteurs présentent certains aspects concernant la source de chaleur des fours à tunnel pour matériaux réfractaires, en insistant sur le mode de réalisation de la source de chaleur et sur la température, de même que sur l'indice d'utilisation d'énergie.

On analyse également les mesures de réglage et de contrôle du régime thermique et hydraulique.

En conclusion on présente le projet d'un vagonnet pour le contrôle thermotechnique.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 377—380

CD : 621.783

Gheorghiu, Fl. et *Oprescu, I.* : **Certains aspects concernant l'interdépendence entre les paramètres fonctionnels des fours continus de calcination des électrodes en carbone**

Les auteurs examinent l'interdépendance entre les variables technologiques des fours circulaires de calcination des électrodes en carbone, comme par exemple le débit du combustible, la valeur de la différence de pression, la vitesse de chauffage etc. On présente aussi les conditions nécessaires pour une combustion dirigée des matières volatiles distilées dans la charge.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 381—385

CD : 621.9.011 : 681.32

Atanasiu, N. : **L'ordinateur électronique utilisé dans les technologies de traitement par déformation plastique**

L'auteur présente les principes de l'application de l'ordinateur électronique dans les technologies de traitement par déformation plastique. Pour exemplifier, l'auteur présente la méthode de calcul utilisée pour le calibrage des cylindres de laminoir.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 386—392

CD : 669.018.28

Chira, I. : **La détermination de la résistance à l'usure par la friction méeanique et abrasive des alliages coulés**

On présente les détails constructifs et les paramètres techniques et fonctionnels de certaines installations complexes tribométriques realisées a l'Institut Politechnique de Bucarest. Ces installations sont destinées aux essais en laboratoire et semi-industriels pour déterminer la résistance à l'usure des alliages coulés dans les conditions d'une friction abrasive ou mécanique à sec ; on présente également les possibilités de la détermination expérimentale des valeurs du coefficient de friction, de glissement cinétique pour couples du types sabot/galet et galet/galet (la friction sur les surfaces latérales)

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 393—399

CD : 621.741.2

Istrate, Gh., Ştefănescu, Fl., Albiţă, Gh., Nedelescu, Irina et *Veliciu, S.* : **Aspects concernant la technologie de production des blindages en fonte au chrome pour les moulins à ciment**

Les auteurs présentent une nouvelle technologie utilisée pour la production des fontes fortement alliées destinées aux blindages soumis à l'usure par abrasion dans les moulins à ciment. Cette tehnologie améliore la qualité des pièces de rechange dans l'industrie du ciment et contribue à la diminution des consommations d'énergie et des dépenses matérielles.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 400—403

CD : 621.762

Storin, Adina et *Anghel, Floarea* : **Alliages lourds frittés W-Ni-Fe**

Les auteurs présentent les expériments effectués en vue d'établir la technologie de fabrication d'un matériel de composition W-Ni-Fe pour l'industrie aéronautique. L'article présente également la détermination des caractéristiques structurales et de leur propriétés physiques et mécaniques.

Le comportement excellent en exploitation des pièces obtenues a déterminé leur introduction en fabrication.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 404—406

СОДЕРЖАНИЕ

ДК : 669.771.78 : 66.786

Апа, Л.: **Влияние легирующих элементов на растворимость азота в жидкой стали**

В работе анализируется изменение в зависимости от легирующих элементов растворимости азота в жидком железе (бинарные сплавы) при 1600°C и 1 атм., как в случае элементов, увеличивающие эту растворимость (Cr, V, W, Mo, Mn, Nb, Ta), так и в случае тех, которых уменьшают её (P, C, Si, B, Ni, Co, Cu), используя экспериментальные данные литературы по специальности, проверенные теоретическими расчётами.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 365—367

ДК : 621.74.047 : 669.35.6

Марку, П., Стэнеску, И., Попа, Анджела, и *Лупеану, Х.:* **Структурные аспекты непрерыной разливки свинцовой бронзы**

Преследованы струкрурные изменения бронзы с высоким содержанием свинца (16—20%) и с добавкой олова (6—7,5%) непрерывно литая в балки и трубы. Представлены сравнительные аспекты относительно числа свинцовых частиц, процента занятой площади, среднего диаметра, и классификации по размерам частиц в зависимости от условий разливки.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 368—372

ДК : 669.791.3

Митошериу, Ольга, Влад, Мария и *Бужореану, Виорика:* **Определение ртути в рудах и породах гравиметрами со сбором в органической фазе**

Работа представляет оригинальный метод разделения и определения Hg (II) под названием „гравиметрия со сбором в органической фазе". Сочетая преимущества экстракции растворителями и гравиметрического метода предложенное определение становится селективное, чувствительное и быстрое. Метод применен при быстром анализе Hg(II) в рудах и породах.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 373—376

ДК : 621.783.237 : 666.76

Мургулец, Н., Николае, А., Ковали, Н., Предеску, К., Бонанджиу, К., Анкуц, Р., Унтеа, Г., Кручеру, А. и *Скурина, Д.:* **Усовершенствования относительно построения и работы туннельных печей для огнеупоров**

Представлены некоторые аспекты и соображения относительно источника тепла туннельных печей для огнеупоров, настаивая на способе реализации и его температуре, а также и на коэффициенте использования энергии.

Анализированы меры регулировки и контроля термического и гидравлического режима, представляя эскизный проект вагонетки для термотехнического контроля.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 377—380

ДК : 621.783

Георгиу, Ф. и *Опреску, И.:* **Некоторые аспекты относительно взаимозависимости между функциональными параметрами непрывных печей спекания углеродистых электродов**

Работа рассматривает взаимозависимости между технологической переменной кольцевых печей спекания углеродистых электродов как например: расход топлива, значение перепада давления, скорость нагрева и другие. Представлены необходимые условия управляемого сгорания дистиллированных летучих в шихте.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 381—385

ДК : 621.9.011 : 681.32

Атанасиу, Н.: **Применение электронно-вычислительных машин в технологии обработки пластической деформацей**

В работе описаны принципы применения электронно-вычислительной машины в технологии обработки пластической деформацией.

Для пояснения представлен метод расчета, используемый при калибровки валков.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 386—392

ДК : 669.018.28

Кира, И.: **Определение сопротивления износу механическим и абразивным трением литых сплавов**

В работе представлены конструктивные детали и технико-функциональные параметры некоторых комплексных трибометрических установок, сооруженных при Политехническом Институте Бухарест и предназначенных для лабораторных и полупромышленных испытаний при определении сопротивления износу литых сплавов, в условиях абразивного трения или сухого механического трения; также описаны возможности экспериментального определения значений коэффициента трения, и кинетического скольжения для пар типа башмак/ролик и ролик/ролик (трение на боковых поверхностях).

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 393—399

ДК : 621.741.2

Истрате, Г., Штефэнеску, Ф., Албицэ, Г., Неделеску, Ирина и *Величю, С.:* **Общие положения по осуществлению технологии изготовления чугунных бронировок с хромом для цементных мельниц**

Работа представляет новую технологию для изготовления высоколегированных чугунов, применимые особенно для бронировок, подвергнутые абразивному износу в мельницах для цементной промышленности.

Важность исследования состоит в том, что одновременно с повышением качества изделий цементной промышленности осуществляется и уменьшение материальных расходов.

Metalurgia 38 (1986), nr. 8, p. 400—403

ДК : 621.762

Сторин, Адина и *Ангел, Флоря:* **Тяжёлые спечённые сплавы W-Ni-Fe**

Представлены проведенные опыты для определения технологии производства материала W-Ni-Fe, предназначенного авиапромышленности. Также определяются структурные характеристики и их физико-механические свойства.

Хорошее поведение в эксплуатации полученных изделий определило введение их в производство.

Metalurgia 38 (1986), n. 8, p. 404—406

METALURGIA 8
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1986

Dr. ing. L. Apa

Influenţa elementelor de aliere asupra solubilităţii azotului în oţelul lichid

CZ : 669.77/78 :66.786

În lucrările [1], [2] publicate anterior în legătură cu solubilitatea azotului în oţelul lichid, nu s-a examinat în mod sistematic influenţa fiecărui element de aliere în parte şi nici mecanismul modificării solubilităţii datorită prezenţei elementelor de aliere. Prezenta lucrare are ca scop tocmai tratarea acestor probleme.

Azotul absorbit de fierul lichid se găseşte în topitură în cea mai mare parte sub formă de nitrid şi numai o cantitate mică în stare liberă [3], conform echilibrului reacţiei :

$$4[Fe] + [N] \rightleftarrows [Fe_4N] \qquad (1)$$

Concentraţia azotului liber depinde în acelaşi timp şi de presiunea sa parţială pN_2 din faza gazoasă deasupra topiturii (legea lui Sievert) :

$$[N] = k\sqrt{p_{N_2}} \qquad (2)$$

Elementele de aliere deplasează echilibrul reacţiei (1) într-o direcţie sau alta. Astfel, de exemplu, elementele cu afinitate chimică mare faţă de fier, cum ar fi : C, P, B, Si etc., legînd fierul, eliberează o cantitate de azot din nitrura de fier şi soluţia devine suprasaturată în azot liber faţă de concentraţia de echilibru conform relaţiei (2), rezultînd în final o diminuare a solubilităţii.

Dimpotrivă, elementele de aliere cu afinitate chimică mare faţă de azot (Cr, Mn, V, Ta, Nb etc.), combinîndu-se cu acesta, micşorează conţinutul de azot liber în baie, făcînd posibilă dizolvarea de noi cantităţi din faza gazoasă, adică măresc solubilitatea.

Această influenţă a elementului de aliere Y_i este reflectată în coeficientul de activitate al azotului în prezenţa elementului respectiv ($\gamma_N^{Y_i}$), care creşte în cazul primului grup de elemente de aliere şi scade în cazul celui de-al doilea [4],

După cum s-a mai arătat [4], solubilitatea azotului, într-un sistem binar $Fe - Y_i$, se poate obţine din raportul :

$$\varkappa_N^{Y_i} = \frac{\varkappa_N^\circ}{\gamma_N^{Y_i}} \qquad (3)$$

sau :

$$\ln \varkappa_N^{Y_i} = \ln \varkappa_N^\circ - \ln \gamma_N^{Y_i} \qquad (4)$$

în care $\varkappa_N^\circ$ reprezintă solubilitatea azotului în fierul pur, iar $\gamma_N^{Y_i}$ coeficientul de activitate al azotului în prezenţa elementului de aliere Y_i. Concentraţiile sînt exprimate în fracţii molare.

Pentru $t = 1\,600°C$ şi $p_{N_2} = 1$ atm, solubilitatea azotului în fierul pur, conform unor date recente [5], este de 0,001758 fracţii molare (0,0442 %). În ceea ce priveşte coeficienţii de activitate, E. Schurmann şi W. Kattlitz, pe baza determinărilor proprii şi a prelucrării, prin metoda celor mai mici pătrate, a unui însemnat număr de date experimentale obţinute de alţi cercetători, au stabilit o serie de valori care pot fi considerate ca cele mai probabile [5].

În prezenta lucrare, folosind aceste date, s-au determinat pentru 1 600°C şi $p_{N_2} = 1$ atm solubilităţile azotului pentru un număr de 14 aliaje binare feroase (C, Si, P, Mn, Cr, Mo, Ni, Co, V, W, Cu, B, Nb, Ta), în funcţie de concentraţia elementelor de aliere (fig. 1, *a* . . . *l*, *n*, linia plină).

Pentru verificare s-au evaluat mărimile acestor valori şi prin calcul teoretic. După cum este cunoscut [6], mărimea logaritmului coeficientului de activitate $\gamma_N^{Y_i}$ în prezenţa elementului Y_i, conform lucrărilor lui C. Wagner, poate fi dezvoltată într-o serie Taylor de forma :

$$\ln \gamma_N^{Y_i} = \ln \gamma_N^\circ + \left|\frac{\partial \ln \gamma_N^{Y_i}}{\partial y_i}\right|_{y_i \to 0} \cdot y_i + \frac{1}{2}\left|\frac{\partial^2 \ln \gamma_N^{Y_i}}{\partial y_i^2}\right|_{y_i \to 0} \cdot y_i^2 + \cdots \qquad (5)$$

în care :

$$\left|\frac{\partial \ln \gamma_N^{Y_i}}{\partial y_i}\right|_{y_i \to 0} = \varepsilon_N^{Y_i} ; \quad \left|\frac{\partial^2 \ln \gamma_N^{Y_i}}{\partial y_i^2}\right|_{y_i \to 0} = \varepsilon_N^{Y_i Y_i} \qquad (6)$$

reprezintă parametrii de interacţiune de ordinul întîi ($\varepsilon_N^{Y_i}$), respectiv de ordinul doi ($\varepsilon_N^{Y_i Y_i}$), iar

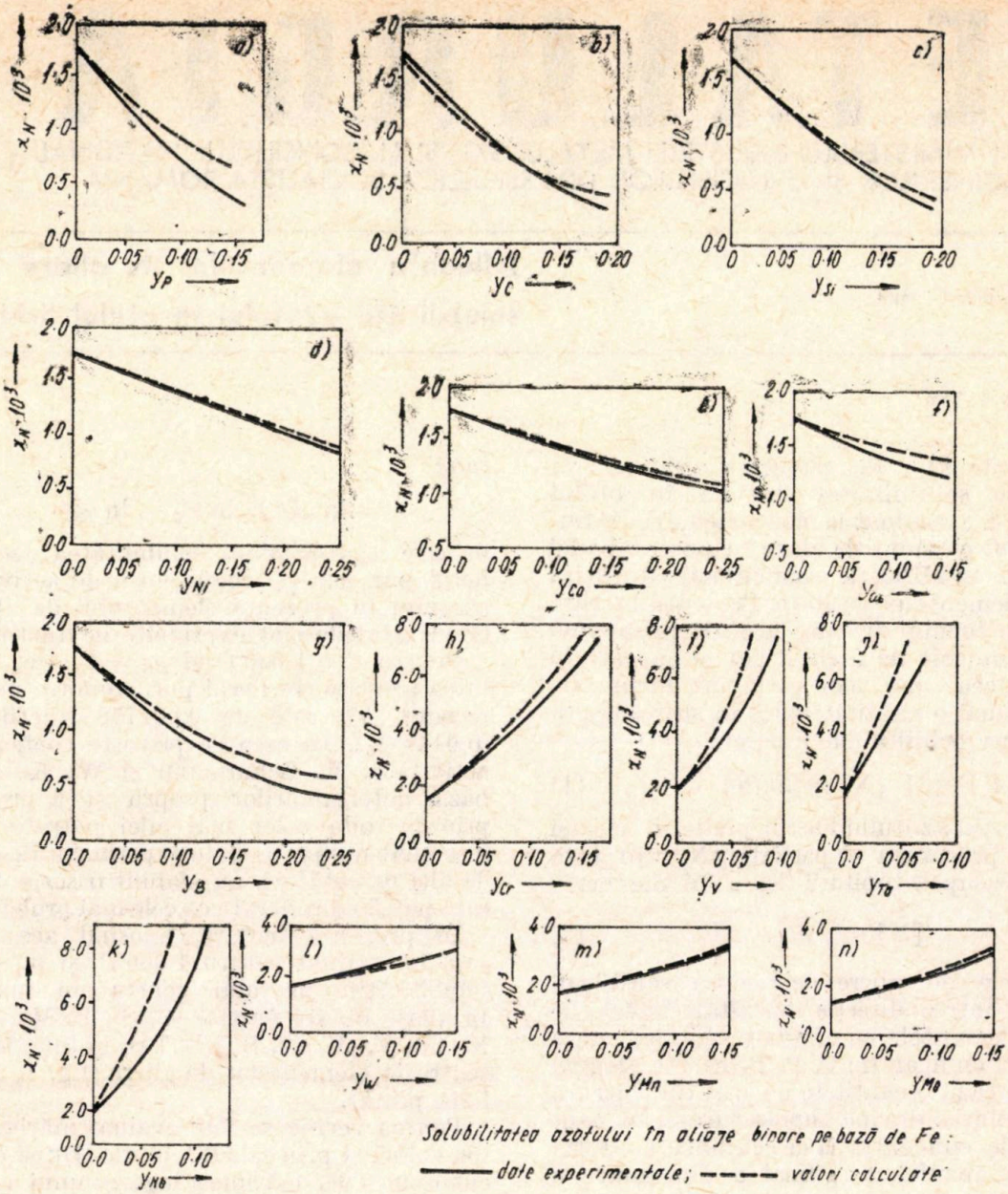


Fig. 1

y_i concentraţia elementului de aliere Y_i în baie , exprimată în fracţii molare.

Considerînd ca stare de referinţă $\gamma_N^\circ = 1$ şi limitîndu-ne, pentru un calcul orientativ, la termenul de gradul întîi în y_i, rezultă :

$$\ln \gamma_N^{Y_i} = \varepsilon_N^{Y_i} y_i \qquad (7)$$

De menţionat că, pentru calculul coeficientului de activitate, se poate folosi şi metoda echivalenţei elementelor de aliere, după cum s-a arătat în lucrările [1], [2], [5].

Solubilităţile azotului calculate în acest fel, pentru aliajele feroase binare studiate, sînt

Tabelul 1

Parametrii de interacţiune utilizaţi pentru calculul coeficientului de activitate al azotului

	P	C	Si	B	Ni	Co	Cu	Mn	Cr	Mo	V	W	Nb	Ta
$\varepsilon_N^{Y_i}$	6,58	7,23	6,64	4,51	2,61	2,13	1,34	−4,52	−10,0	−5,47	−20,9	−3,81	−26,5	−28,2

arătate tot în figurile 1, *a*...1, *n*, prin linii punctate. Parametrii de interacţiune folosiţi sînt cei din tabelul 1.

Din figurile prezentate rezultă că valorile calculate sînt apropiate de cele determinate experimental pentru majoritatea elementelor de aliere, mai ales pentru concentraţii mici sau medii. Numai în cazul elementelor: V, Nb, Ta apar abateri mai mari, ceea ce denotă că pentru aceste elemente fie că parametrii de interacţiune trebuie revizuiţi, fie că limitarea calculului teoretic al coeficientului de activitate numai la primul termen al seriei Taylor nu este satisfăcătoare. Totuşi, este de remarcat că, şi pentru aceste trei elemente, variaţia cu concentraţia a solubilităţii azotului determinată prin calcul corespunde ca tendinţă cu datele experimentale.

Verificate astfel şi prin calcul, datele de solubilitate prezentate în figurile 1,*a*—1,*n* pot fi considerate corecte şi pot constitui informaţii utile pentru practica industrială.

De menţionat că problema determinării solubilităţii azotului în cazul prezenţei concomitente în baia de oţel a mai multor elemente de aliere a fost tratată într-o serie de lucrări anterioare [1], [2], [4].

BIBLIOGRAFIE

[1] Apa, L. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 8, 1985, p. 389—393.
[2] Apa, L. *Cercetări metalurgice*, vol. 26, Bucureşti, ICEM, 1985, p. 203—209.
[3] Schürmann, E. şi Kunze, H. D. În: Archiv f. d. Eisenhüttenw., R.F.G., nr. 8, 1967, p. 585—594.
[4] Apa, L. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 1, 1985, p. 20—24.
[5] Schürmann, E. şi Kättlitz, W. În: Archiv f.d. Eisenhüttenw., R.F.G., nr. 7, 1981, p. 253—260.
[6] Wagner, C. *Thermodynamics of alloys*. Londra, Reading—Max. 1953.

CRONICĂ

Tendinţe noi în ştiinţa materialelor metalice

În cadrul ciclului de conferinţe „*Perspective ale ştiinţei contemporane*", organizat de către Academia R.S.R. şi Asociaţia oamenilor de ştiinţă din R.S.R., la 25.04.1986 în aula Academiei a fost prezentată expunerea „Tendinţe noi în ştiinţa materialelor metalice", de către prof. Suzana Gâdea, membru corespondent al Academiei R.S.R.

Expunerea a constituit o reuşită sinteză a cîtorva domenii prioritare ale ştiinţei materialelor, evidenţiind progrese de ultimă oră în ceea ce priveşte mai multe tipuri de materiale metalice şi tehnologii de prelucrare.

Referitor la aliajele de aluminiu, au fost subliniate perspectivele deosebite ale materialelor din sistemul Al-Li, comportarea specifică a unor piese din Al-Cu-Li şi Al-Mg-Li. Din aliaje de aluminiu, industria de automobile utilizează tot mai multe piese (ca de ex. radiatoare), ceea ce permite reduceri însemnate ale greutăţii şi îmbunătăţirea prelucrabilităţii. Se dezvoltă producţia de materiale ductile şi tenace din sistemul Al-Fe, obţinute printr-o răcire cu o viteză deosebit de ridicată, ce se apropie de un milion grade Celsius pe secundă.

Metalurgia pulberilor reprezintă cheia utilizării unor noi aliaje pe bază de Ti ce conţin şi Cr, Al, V, Zr, din clasa structurală β, precum şi a producerii aliajelor superplastice cu faze $\alpha + \beta$.

Aliajele din sistemul Zn-Al, turnate în forme de grafit sau metalice, constituie materiale de înlocuire a aliajelor pe bază de Cu, în multe domenii industriale.

Plumbul a ajuns un material esenţial în producţia de baterii, ce se încarcă în timpul nopţii, cînd reţeaua electrică este mai puţin solicitată, consumîndu-se circa 160 t Pb pentru 1 MW energie acumulată.

O atenţie deosebită se acordă materialelor speciale. În acest sens, materialele supraconductoare îşi măresc performanţele, în timp ce sticlele metalice trec tot mai mult în utilizări industriale. Sticlele metalice, obţinute de regulă sub formă de sîrmă şi benzi, printr-o solidificare ultrarapidă a topiturilor metalice, sînt caracterizate printr-o bună rezistenţă chimică, constituie materiale magnetice foarte bune şi sînt ultrarezistente mecanic.

În producţia de superaliaje, cu rezistenţe mecanice şi chimice la temperaturi ridicate, o atenţie deosebită se acordă elaborării, care se realizează în condiţii speciale, reducerii consumului de elemente deficitare (Co, Nb, Ta), precum şi obţinerii unei structuri deosebit de fine, aplicînd o răcire ultrarapidă.

Materialele compozite cunosc tot mai multe domenii de aplicare, remarcîndu-se cele din sistemul magneziu-carbură de bor, precum şi cele cu matrice de aluminiu, la care particulele disperse sînt constituite din separări de grafit (materiale pentru pistoane) sau produsele rezultate de la decorticarea orezului.

Utilizarea unor materiale ceramice, cum ar fi nitrura şi carbura de siliciu, determină creşterea fiabilităţii produselor.

În metalurgia pulberilor, se evidenţiază extinderea domeniilor de utilizare, aplicarea unor noi tehnici de sinterizare.

O analiză a stadiului actual al tehnologiilor de tratament termic evidenţiază mai multe direcţii de acţiune prioritare: controlul cu ajutorul microprocesoarelor, utilizarea roboţilor, extinderea nitrurării şi carburării ionice, alierea superficială, tratamentele în vid ale aliajelor de Ti şi Mg, utilizarea polimerilor ca medii de răcire, preocupări constante în reducerea consumului de energie etc.

Largi perspective cunoaşte tehnologia de acoperire a oţelurilor noi (nealiate) cu straturi de protecţie, ca de exemplu Ti-V, ceea ce duce la mari economii de elemente de aliere, înlocuindu-se pe această cale oţelurile inoxidabile.

În concluzie, se apreciază că ştiinţa materialelor metalice acumulează noi şi noi date care sînt puse la dispoziţia aplicaţiilor industriale, făcînd posibilă atingerea unor performanţe de neconceput în trecutul nu prea îndepărtat şi deschizînd, în acelaşi timp, noi perspective pentru viitor.

Prof. dr. ing. *L. Sofroni*
Dr. ing. *I. Ripoşan*

Aspecte structurale privind turnarea continuă a bronzului cu plumb

Ing. P. Marcu, dr. ing. I. Stănescu, ing. Angela Popa, ing. H. Lupeanu
ICEM-București

CZ: 621.74.037 : 669.35.6

Realizarea unor lagăre și bucșe monobloc din bronz cu plumb impune asigurarea condițiilor pentru mărirea proprietăților de rezistență ale aliajului, precum și soluționarea problemelor tehnologice legate de evitarea segregației plumbului în piesele turnate pentru obținerea unei structuri compacte și uniforme din punct de vedere structural.

Pentru realizarea prin turnare a unor bucșe monobloc dintr-un bronz cu conținut ridicat de plumb (16—20%) și adaos de staniu (6—7,5%), simbolizat BzPb18Sn, cercetările au urmărit obținerea semifabricatelor sub formă de bare Ø50 mm și țevi Ø50 × 12,5 mm, prin turnare continuă.

Eliminarea principalei dificultăți legate de realizarea unui aliaj omogen din punct de vedere structural, cauzată de lipsa solubilității plumbului în masa de cupru, la care se mai adaugă și diferența dintre greutățile specifice, a impus acționarea asupra parametrilor de răcire la solidificare, luîndu-se în considerare și acțiunea unor elemente cu efecte favorabile în obținerea unei structuri omogene (Sn, Ni, Sb).

În cadrul lucrărilor semiindustriale efectuate pentru realizarea barelor Ø50 mm și țevilor Ø 50× 12,5 mm, prin turnare continuă, urmărirea modificărilor structurale a constituit o primă preocupare, rezultatele obținute fiind analizate comparativ cu aliajul turnat gravitațional sub formă de lingou și cu rezultatele obținute în urma analizării unei mostre originale de bucșă realizată dintr-un semifabricat obținut prin turnare continuă.

În tabelul 1 se prezintă compozițiile chimice ale probelor prelevate din lingou, bară, țeavă și materialul original.

Analizele macro—și microstructurale efectuate au evidențiat realizarea unor structuri compacte cu o dispersie fină de particule și compuși, unele diferențieri fiind legate de condițiile de solidificare (fig. 1—4).

La turnarea țevilor vor trebui asigurate condiții tehnologice suplimentare de degazare, întrucît acestea se realizează cu o viteză redusă de tragere în timpul turnării continue, ceea ce determină mărirea timpului de așteptare a aliajului, deci și o posibilitate mai mare de gazare a topiturii.

Pentru aprofundarea studiilor privind forma și distribuția particulelor de plumb în structură, s-a folosit aparatul Quantimet-720 utilizat în mod curent la măsurarea și analizarea incluziunilor nemetalice din oțeluri. Sistemul de analiză, compus dintr-un microscop metalografic, un analizator de imagine QTM-720 și un calculator HP 9810 A pentru stocarea și prelucrarea datelor, permite detectarea și prelucrarea zonelor de imagine cu nivel de gri diferit. Baleiajul electronic este efectuat, pentru cadrul în care se fac măsurătorile, pe 625 linii și 800 puncte de imagine pe fiecare linie, existînd 500 000 puncte de imagine.

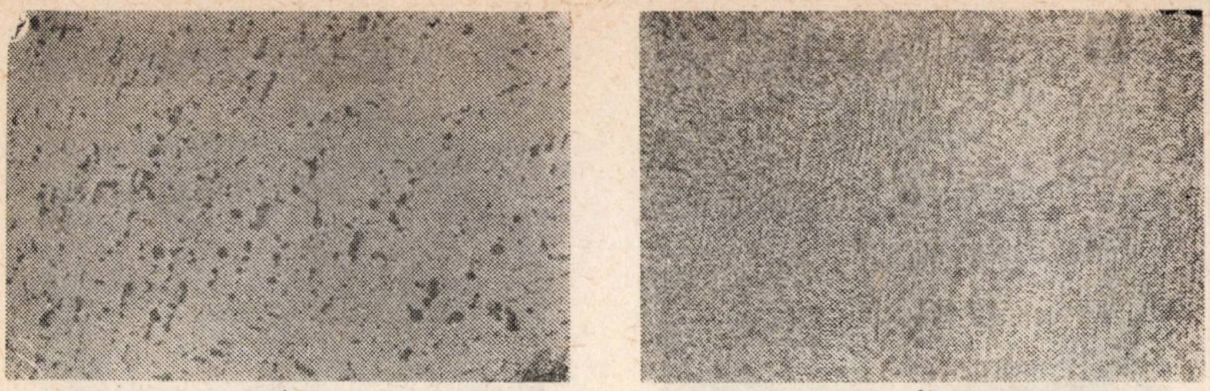
Parametrii obținuți asupra particulelor de plumb, al căror contrast de culoare față de masa de bază a structurii, în stare neatacată a probei metalografice, permite o bună analiză, sînt: numărul particulelor detectate, procentul ariei ocupate în cîmpul analizat — echivalent cu procentul volumic, diametrul mediu al particulelor, clasificarea particulelor în opt clase de dimensiuni.

Probele prelevate pentru analize la aparatul QTM-720 au fost examinate pe un număr de

Tabelul 1

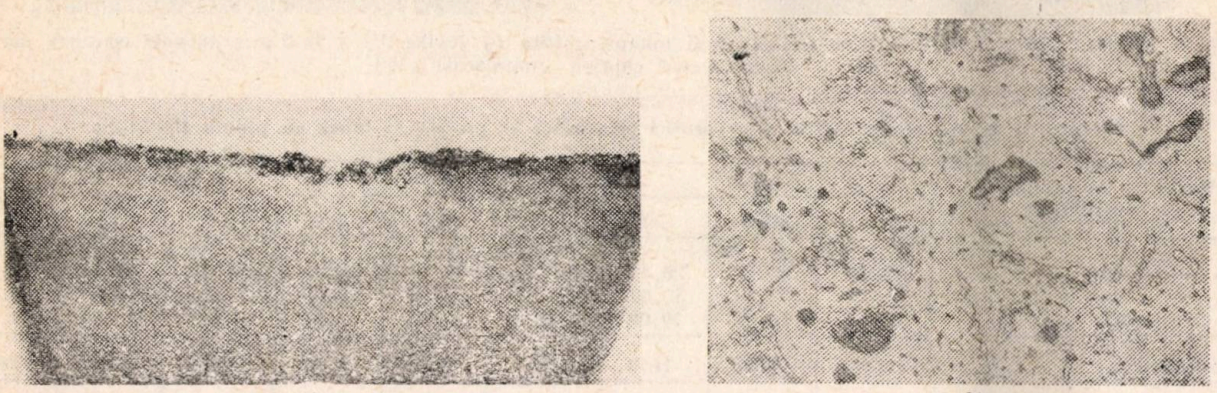
Compozițiile chimice ale probelor de bronz cu plumb BzPb18Sn

Tipul semifabricatului	Nr. probei (șarjei)	Compoziția chimică, % (Cu = rest)			
		Pb	Sn	Ni	Sb
Lingou	2893	17,75	7,41	0,49	0,32
	2897	17,23	7,86	0,45	0,28
	2899	17,52	8	0,51	0,31
Bară	15	16,63	7,28	0,58	0,29
	16	16,45	7,06	0,58	0,30
Țeavă	10	16,85	7,93	0,52	0,28
	12	16,68	7,65	0,52	0,28
Probă originală	—	17,85	7,53	0,81	0,53
Compoziție urmărită	—	16—20	6—8	0,1—0,75	0,2—0,5



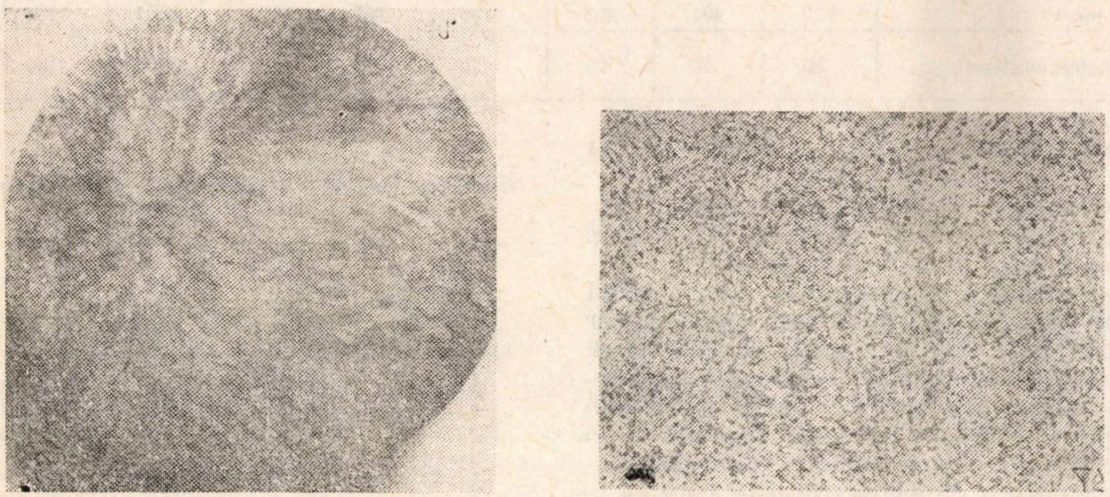
a) b)

Fig. 1. Microstructuri ale probelor prelevate din bucşa originală de bronz cu plumb:
a — structură reprezentativă — neatacat, b — structură după atac metalografic — atac: clorură cuprică amoniacală × 100



a) b)

Fig. 2. Macrostructura (*a*) şi microstructura (*b*) bronzului BzPb18Sn turnat sub formă de lingou. Atac: clorură cuprică amoniacală × 100



a) b)

Fig. 3. Macrostructura în secţiune transversală (*a*) şi microstructura (*b*) unui şlif prelevat din barele Ø50 mm turnate continuu din BzPb18Sn. Atac: clorură cuprică amoniacală × 100

20 cîmpuri preluate automat, folosindu-se un obiectiv × 12,5, pentru care aria cîmpului de măsurat este aproximativ 0,25 mm².

Pentru analize comparative, au fost prelevate şlifuri metalografice din semifabricatele turnate, din zone caracteristice, care presupun o modificare a condiţiilor de răcire şi deci a distribuţiei plumbului în structură.

Probele examinate au fost următoarele:

— lingou: zonele de jos, mijloc şi sus;

— bară Ø 50 mm: zonele de jos, mijloc şi sus, după poziţia în timpul turnării;

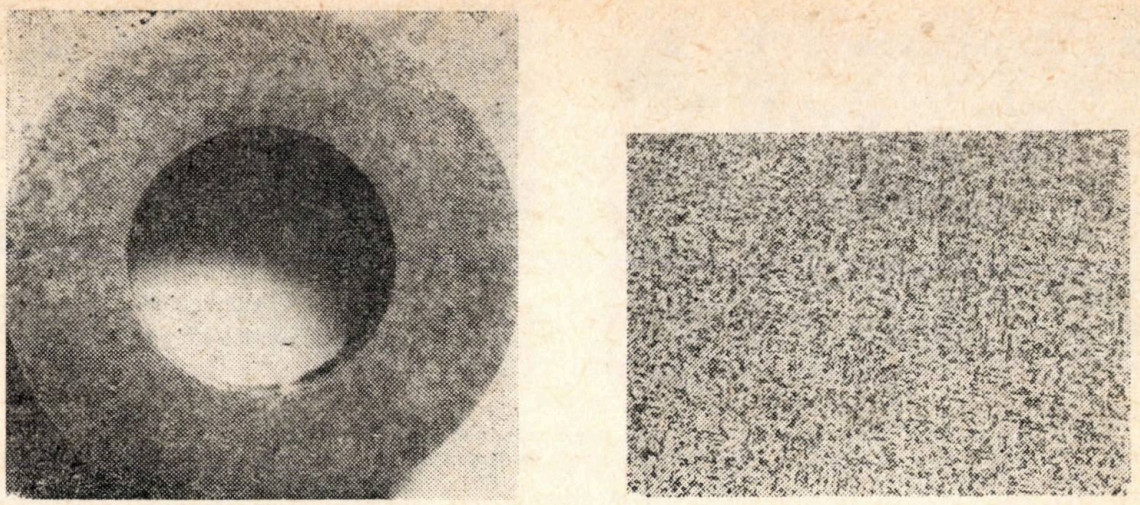


Fig. 4. Macrostructură în secțiune transversală (*a*) și microstructura (*b*) țevilor Ø50 × 12,5 mm turnate continuu din BzPb18Sn. Atac: clorură cuprică amoniacală ×100

Tabelul 2

Parametrii de analiză QTM-720 ai repartiției plumbului în probele de bronz cu plumb BzPb18Sn

Parametrii de analiză a Pb în structură	Lingou			Bară			Țeavă		Original
	sus	mijloc	jos	sus	mijloc	jos	10	12	
Aria — maximă	23,29	28,54	26,41	16,93	25,38	18,33	18,44	17,94	18,81
— minimă	11,76	12,34	15,74	13,42	11,60	10,90	12,97	13,82	6,38
— medie	12,67	18,31	19,09	14,98	16,22	14,24	14,87	15,47	13,38
Număr/mm²	2003	1682	1673	4541	3733	3168	6169	6440	5478
Diametrul mediu (microni)	7,4	7,7	8,8	5,6	6,3	6,3	5,2	4,8	5,4
Număr/cîmp (0,25 mm²)									
— maxim	958	565	541	1285	1078	965	1738	1866	1695
— minim	297	293	359	966	602	515	1246	1444	922
— mediu	513	431	428	1164	957	817	1581	1650	1404
Număr cîmpuri analizate	20	20	20	20	20	20	20	20	20

— țeavă ∅ 50 × 12,5 mm (probele nr. 10 și 12);

— proba originală provenită din import.

Analizele efectuate la QTM-720 au permis obținerea datelor prezentate în tabelul 2.

De asemenea, s-au obținut și date privind repartiția pe clase de dimensiuni a particulelor de plumb, care sînt prezentate în tabelul 3.

Se constată o tendință de segregație a plumbului — redată prin mărimea ariei de plumb — în partea inferioară în cazul lingoului și în zona centrală la barele turnate. În cazul lingourilor tendința de segregație este cauzată în principal de diferența de greutate specifică, fiind vorba de turnare gravitațională, în timp ce, în cazul turnării continue a barelor, tendința de segregație din centru e cauzată de modificarea condițiilor de răcire pentru solidificare în timpul procesului.

Datele privind diametrul mediu al particulelor de plumb precum și numărul particulelor pe mm² sînt redate în graficele din figura 5 și figura 6.

Tabelul 3

Repartiția numărului de particule de plumb în structură pe clase de dimensiuni

Clase de dimensiuni (microni)	Lingou			Bară			Țeavă		Original
	sus	mijloc	jos	sus	mijloc	jos	10	12	
0—2	593	487	453	1143	797	700	1124	1249	1651
2—4	480	392	369	1749	1308	916	2404	2366	1911
4—8	443	395	396	1109	1040	1020	1925	2072	1309
8—16	342	285	321	407	436	422	636	608	521
16—32	109	85	92	119	137	112	78	136	84
32—64	32	29	32	11	13	17	2	10	2
64—128	2	7	8	0	0	0	0	0	0
peste 128	0	0	0	0	0	0	0	0	0

Se constată diferențieri în gradul de finețe a particulelor, diametrul minim obținîndu-se în cazul țevilor turnate continuu (4,8—5,2 microni), iar cel maxim în cazul lingourilor (7,4—8,8 microni).

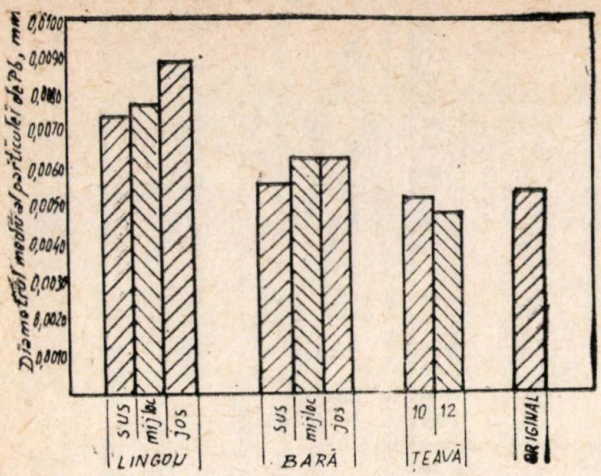


Fig. 5. Diametrul mediu al particulelor de plumb în lingou, bară, ţeavă şi materialul original

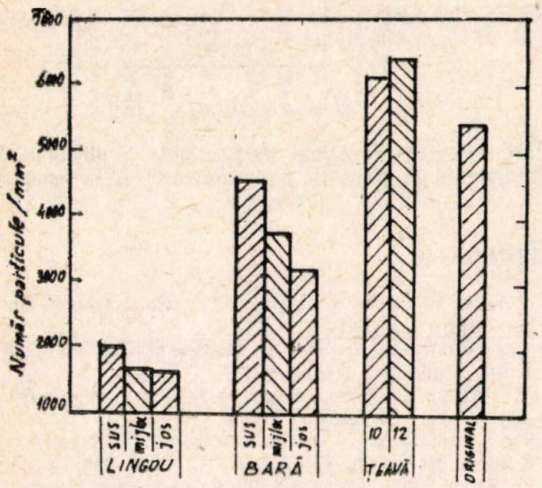


Fig. 6. Numărul mediu de particule de plumb pe mm² în lingou, bară, ţeavă şi materialul original

Variaţii corespunzătoare apar şi în ceea ce priveşte numărul particulelor pe mm². Gradul de fineţe este determinat de condiţiile de răcire la solidificare; astfel, în cazul ţevilor viteza sporită de răcire determinată de grosimea de perete mai redusă duce la o dispersie mai fină a particulelor în structură. În cazul turnării barelor variaţiile dimensionale în secţiune ale particulelor sînt reduse, valorile obţinute fiind apropiate de cele ale materialului original.

Pentru caracterizarea tendinţei de segregaţie, din punct de vedere al numărului de particule pe mm², a fost stabilit un indice de segregaţie i, ca raport între numărul de particule maxim şi cel minim, determinat pe cele 20 cîmpuri examinate pe fiecare probă, cu care se apreciază gradul de uniformitate structurală al probei examinate. Cu cît indicele i are valoare mai redusă, cu atît structura este mai uniformă. Variaţiile indicelui de segregaţie sînt prezentate în figura 7.

În cazul lingoului se constată un indice de segregaţie maxim în zona superioară, acesta avînd variaţii importante în secţiune. În cazul

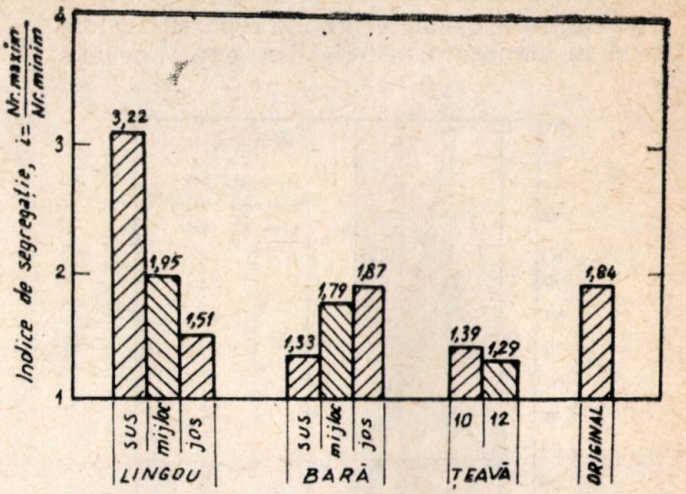


Fig. 7. Variaţiile indicelui de segregaţie la lingou, bară, ţeavă şi materialul original

barelor, valorile indicilor de segregaţie sînt comparative cu cele obţinute în cazul ţevilor şi al materialului original.

Diagramele reprezentînd repartiţia particulelor pe clase de dimensiuni sînt redate în figurile 8, 9 şi 10.

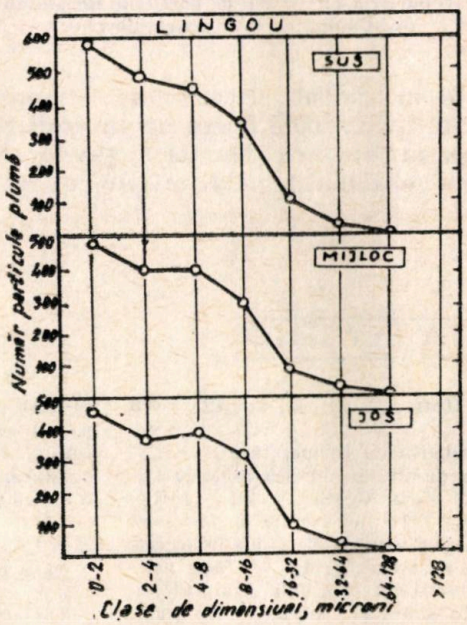


Fig. 8. Repartiţia numărului de particule de plumb pe clase de dimensiuni la turnarea în lingou

În cazul turnării în lingou ponderea numărului de particule pe mm² se situează în clasele de dimensiuni pînă la 16 microni, în timp ce la restul probelor (bară, ţeavă, material ori-

ginal) majoritatea particulelor ocupă clasele de dimensiuni pînă la 8 microni, aceasta confirmînd mărirea gradului de finețe structurală la turnarea continuă a barelor și țevilor.

Rezultatele obținute privind repartiția plumbului în structura materialelor experimentale,

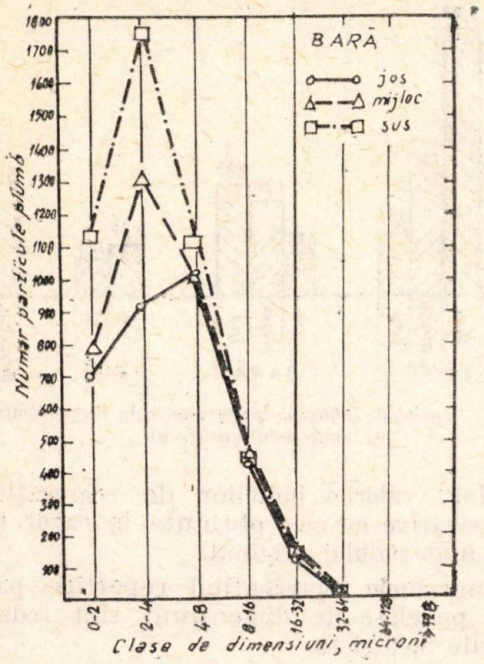


Fig. 9. Repartiția numărului de particule de plumb pe clase de dimensiuni la turnarea barelor

obținute în cadrul cercetărilor, demonstrează un grad avansat de finețe structurală realizat la turnarea continuă a barelor și țevilor, asemănător cu cel al materialului original de referință.

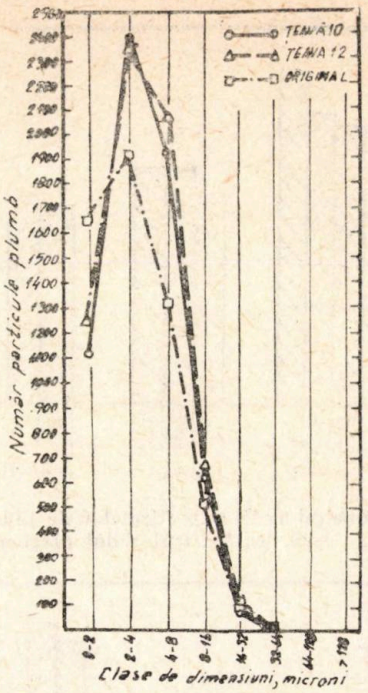


Fig. 10. Repartiția numărului de particule de plumb pe clase de dimensiuni la țevile turnate continuu și la materialul original

BIBLIOGRAFIE

[1] Dies, K. *Cuprul și aliajele de cupru în tehnică*. Berlin, Ed. Springer, 1967.

[2] Cazaud, R. *Frecarea și uzarea materialelor antifricțiune*. Paris, Ed. Dunod, 1955.

[3] Gorny, Z. *Turnarea metalelor și aliajelor neferoase*, București, Ed. Tehnică, 1969.

[4] Ienciu M. și col. *Elaborarea și turnarea aliajelor neferoase*, București, Ed. Didactică și Pedagogică, 1982.

[5] Bungard, S. *Influența pămînturilor rare asupra segregării plumbului în aliajele Cu-Pb*. În: Fonderia Italiana, Italia, nr. 8, 1966, p. 312.

REVISTA REVISTELOR

Neue Hütte, R. D. G., nr. 12, 1985

Dependența de temperatură a coeficientului de difuzie chimică ternar în aliajele de FeCrNi feritice, p. 441 — Influența conținuturilor reduse de fosfor și sulf din fier asupra dizolvării intercristaline a acestora, p. 446 — Studii asupra influențării grosimii stratului de zinc prin scurtarea duratelor de imersare din recipientul de zincare, p. 451 — Combinarea metodelor de studiere a straturilor de legătură din oțelurile nitrurate cu gaz, p. 455 — Cercetări privind influența tensiunilor interne asupra comportării la oboseală a materialelor nitrurate cu gaz la solicitarea prin vibrații, p. 460 — Limita de rupere la oboseală la roțile de cale ferată laminate, p. 463 — Posibilități de utilizare a soluțiilor de complexe de Cu^{+} amoniacale, pentru rafinarea electrolitică a cuprului, p. 467 — Colocviul „Proiectarea și conducerea în industriile metalurgică, minieră și energetică" p. 470.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 1, 1986

Tratament combinat termochimic/termic de mare viteză — cîteva principii fundamentale și rezultate ale tratamentului, p. 1 — Un model pentru descrierea nitrurării aliajelor de fier-crom și fier-crom-carbon, p. 7 — Influența stării suprafeței asupra formării și proprietăților straturilor de carbonitrură, p. 12 — Contribuție la caracterizarea și influențarea tenacității straturilor nitrurate, p. 14 — Influența tratamentului termochimic asupra rezistenței la oboseală a oțelurilor de construcție, p. 15 — Rezistența la oboseală a epruvetelor din laminate de precizie, nitrurate, p. 18 — Contribuție la comportarea la transformare a oțelului de scule 38CrMoV21.14 nitrurat, p. 21 — Parametrii fizico-metalurgici fundamentali ai proceselor de ecruisare la tratamentul termomecanic la temperatură înaltă, p. 21 — Tratament termic de îmbunătățire al oțelurilor tratate termomecanic, p. 24 — Influența unui tratament termomecanic de temperatură înaltă asupra comportării în timp și a rezistenței la oboseală a oțelului tratat termic, p. 28 — Contribuție la descompunerea cementitei în oțelurile nealiate, p. 39 — Programe de calcul pentru controlul automat al proceselor de tratament termic, p. 37.

Dr. chim. Olga Mitoşeriu
ing. Maria Vlad şi
chim. Viorica Bujoreanu
Universitatea din Galaţi

Determinarea mercurului din minereuri şi roci prin gravimetrie cu colectare în fază organică

CZ ; 669.791.3

Mercurul este folosit pe scară largă în diferite domenii ale industriei metalurgice preparative, tehnologiei chimice, nucleare, în medicină, laboratoare. Datorită importanţei lui practice, mereu crescînde, s-au realizat progrese importante şi în chimia analitică a mercurului, prin elaborarea de noi tehnici de detectare, separare şi determinare, atît chimice cît şi instrumentale [1].

Ionul Hg(II) formează combinaţii complexe stabile cu liganzi uşor polarizabili. În starea de oxidare +2 se caracterizează prin numărul de coordinaţie patru şi manifestă tendinţa spre formare de combinaţii complexe cu liganzi ce conţin ca atomi donori sulf sau azot. Astfel de liganzi au fost folosiţi ca reactivi analitici pentru determinarea mercurului din minerale şi roci [2]. Dintre reactivii organici o aplicaţie mai largă, în acest scop, au primit-o ditizona, rodamina S, butil rodamina S, mercupralul şi di-2-naftil-tiocarbazonă. Multe din metodele propuse cer un timp de analiză mare, ridică probleme legate de interferenţa unor ioni metalici însoţitori ai mercurului în minereuri, sînt costisitoare sau mai puţin accesibile laboratoarelor chimice [3].

În prezenta lucrare se propune di-β-naftol monosulfura ca reactiv selectiv pentru identificarea, separarea şi determinarea mercurului din minereuri şi roci.

Di-β-naftol monosulfura formează cu o serie de ioni metalici compuşi insolubili în apă şi în majoritatea solvenţilor uzuali [7]. Obţinerea de precipitate ar permite utilizarea lor în analiza gravimetrică. Încercările efectuate pentru determinarea gravimetrică directă nu au dat rezultate mulţumitoare. Din cauza insolubilităţii în apă a reactivului apar inconveniente legate de coprecipitarea lui. În afară de aceasta, operaţiile analizei gravimetrice măresc durata unei determinări, făcînd-o necompetitivă. Deoarece ligandul formează combinaţii complexe cu factori de calcul foarte convenabili, s-au studiat alte variante de utilizare a lui în analiza gravimetrică.

În urma studiilor efectuate s-a constatat că di-β-naftol monosulfura, dizolvată în alcool n-butilic (solubilitate $1{,}6 \cdot 10^{-2}$ mol/l), extrage din soluţii apoase ionii Cu(II), Ag(II), Hg(II), Pb(II); în faza organică se formează precipitate pure, stabile, cu o compoziţie definită. Pe această bază s-a stabilit o metodă originală pentru determinarea ionilor — „gravimetrie cu colectare în fază organică" [4], [5].

Studiul compoziţiei şi structurii

Ionul Hg (II) formează cu di-β-naftol monosulfura, în mediu acid, un compus de culoare galbenă, insolubil. Reactivul, dizolvat în alcool n-butilic, extrage Hg(II) din soluţii apoase, cu formarea, în solventul organic, a unui precipitat galben deschis [4].

Pentru clarificarea mecanismului de extracţie s-a utilizat atît procedeul de tratare matematică cantitativă a procesului de extracţie, valabil pentru studiul proceselor de extracţie cu formare de chelaţi [6], [7], (fig. 1, 2), cît şi rezultatele obţinute în urma analizei chimice elementare a precipitatului separat în fază organică (tab. 1).

Tabelul 1

Analiză chimică, %	C	H	S
Calculat	57,51	3,14	7,68
Măsurat	58,20	3,20	8,01

Deci, în fază organică se extrage un compus cu formula $Hg(C_{20}H_{13}O_2S)_2$, echilibrul de extracţie fiind descris de următoarea ecuaţie:

$$Hg^{2+}_{aq} + 2(HR)_0 \rightleftarrows (HgR_2)_0 + 2H^+_{aq}$$

Spectrele IR au fost trasate pentru domeniul 400—4000 cm^{-1}, în stare solidă, cu substanţa inclusă în KBr.

Formarea combinaţiei complexe a determinat apariţia de modificări caracteristice în spectrul IR al ligandului (fig. 3). Regiunile în care aceste modificări sînt importante, permiţînd atribuirea modului de legare a ligandului în complex, sînt acelea în care absorbţia este atribuită frecvenţelor de vibraţie — OH (3000—3500 cm^{-1}) şi C—S (600—700 cm^{-1}), indicînd implicarea grupelor — OH şi — S — în procesul de complexare [8].

Pentru caracterizarea compusului format, în vederea folosirii în analiza chimică cantitativă, s-a studiat comportarea lui la încălzire, prin metoda analizei derivatografice. Studiul termogravimetric, efectuat în condiţii dinamice de temperatură cu viteză constantă de încălzire, a permis obţinerea unor informaţii privind stabilitatea termică a combinaţiei studiate şi cinetica descompunerii ei [9]. Degradarea termică a combinaţiei cu mercur se face după un mecanism complex în cinci trepte. Stabilitatea

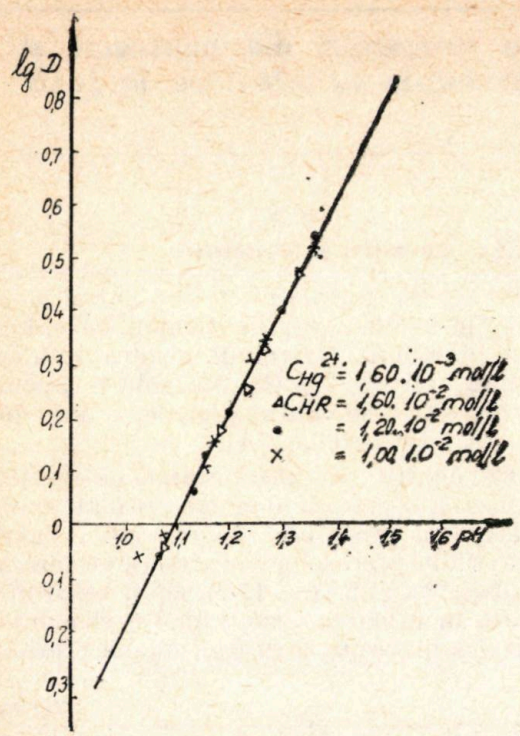


Fig. 1. Extracţia Hg(II) cu di-β-naftol monosulfură: $C_{Hg} = 1,6 \cdot 10^{-3}$ mol/l, C_{HR} = variabil

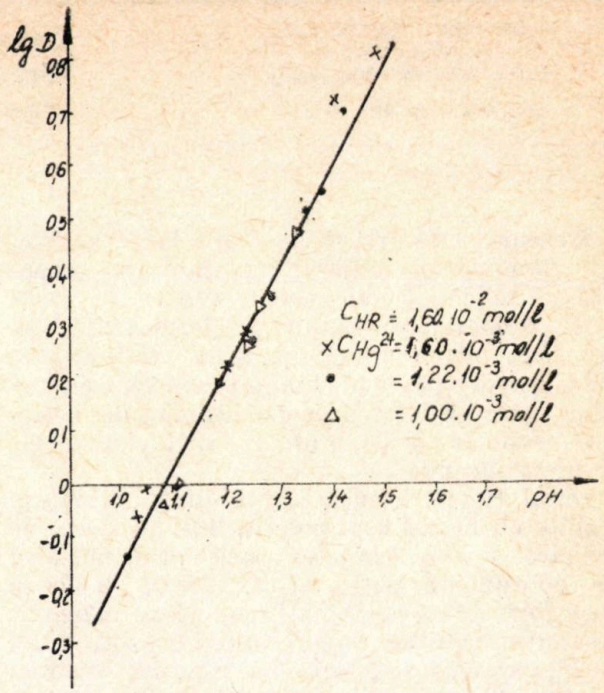


Fig. 2. Extracţia Hg(II) cu di-β-naftol monosulfură; $C_{HR} = 1,6 \cdot 10^{-2}$ mol/l, C_{Hg} = variabil

termică este mai mică, comparativ cu cea a ligandului. Complexul începe să se descompună la 102°C, iar la 752°C se volatilizează total (tab. 2).

Determinarea Hg(II) prin gravimetrie cu colectare în fază organică

Urmărind variaţia coeficientului de repartiţie şi, implicit, a procentului de extracţie, pentru un domeniu extins de *p*H (fig. 4), se observă că la un raport $C_{HR}/C_{Hg} = 10/1$ se obţine un procent de extracţie peste 99 %, începînd cu *p*H = 1,7. Menţinînd *p*H = 2 s-a determinat procentul de extracţie pentru diferite rapoarte ligand (HR)/metal (M). Extracţia a devenit cantitativă la un raport dintre reactanţi mai mare decît 7.

Extracţia, practic totală, sub formă de precipitat, de compoziţie constantă, a permis

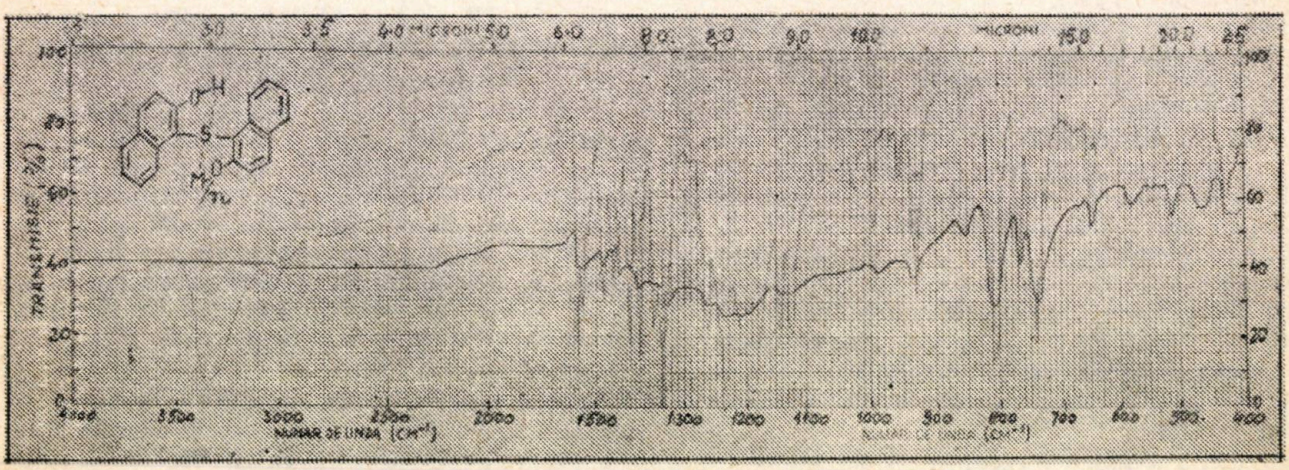


Fig. 3. Spectre IR — ligand $C_{20}H_{13}O_2S$ — complex $Hg(C_{20}H_{13}O_2)_2$

Tabelul 2

Compus	Interval de temperaturi caracteristice, °C				
	Treapta I	II	III	IV	V
$C_{20}H_{14}O_2S$	200—400	478—744	—	—	—
$(C_{20}H_{13}O_2S)_2Hg$	102—185	186—233	233—388	388—537	537—752

utilizarea acestui sistem de lucru la stabilirea unei metode de separare a Hg(II) din soluţii apoase şi apoi de prelucrare gravimetrică a extractului obţinut.

Mod de lucru. În pîlnii de separare se introduce un anumit volum de soluţie de analizat (ce conţine între 2,4 şi 3,4 mg Hg^{2+}) adus la *p*H 1,5—2,10 ml, soluţie de reactiv în alcool n-butilic ($1{,}6-10^{-2}$ mol/l), 5 ml azotat de potasiu 1n, 2 ml soluţie tampon cu *p*H 2 şi se agită 5 minute. După separarea fazelor se filtrează precipitatul obţinut în solventul organic, prin

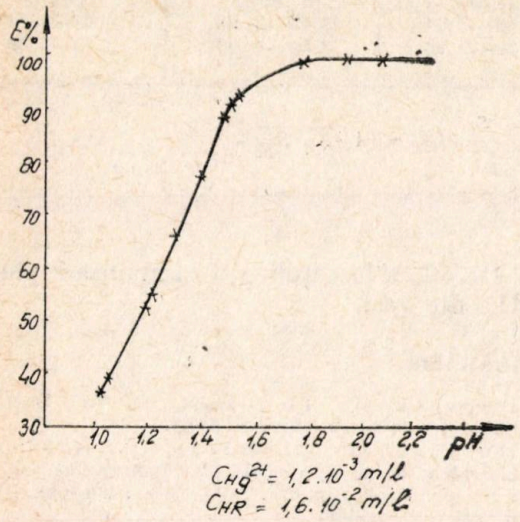


Fig. 4. Variaţia procentului de extracţie cu *p*H-ul fazei apoase

creuzet filtrant G 4. Urmele de precipitat aderente pe pereţii pîlniei se trec cantitativ în creuzet prin 2—3 spălări cu acetonă. Precipitatul se usucă 10—15 min în etuvă, la 80 —90°C. Formarea şi extracţia compusului decurg cu viteză mare, de aceea pentru stabilirea echilibrului sînt suficiente cîteva minute. Verificarea precipitării totale se urmăreşte repetînd operaţia de extracţie la soluţia apoasă separată de la prima extracţie.

Pentru a calcula precizia metodei gravimetrice s-a utilizat procedeul comparării probelor perechi [10]. S-au efectuat determinări, în domeniul de concentraţii găsit optim, prin încercările anterioare, la utilizarea a 10 ml alcool-n-butilic cu di-β-naftol monosulfură de concentraţie $1{,}6 \cdot 10^{-2}$ mol/l ; s-au comparat valorile găsite faţă de valoarea luată etalon (tab. 3).

Deoarece $t_{exp} < t_{95\%;9}$ metoda propusă este precisă.

Tabelul 3

Prelucrarea rezultatelor experimentale prin metoda comparării probelor perechi

Nr. probei (*n*)	Hg (II) introdus (mg/probă)	Hg (II) măsurat (mg/probă)	Diferenţă (d. 10^2)	$d^2 \cdot 10^6$	Rezultate statistice
1	2,407	2,444	37	1,369	$\bar{d} = 0{,}3 \cdot 10^{-3}$
2	2,500	2,505	5	0,025	$S_{\bar{d}}^2 = 0{,}24 \cdot \cdot 10^{-3}$
3	2,620	2,614	—6	0,036	$Sd = 0{,}0156$
4	2,710	2,710	0	0,00	$t_{exp} = 0{,}06$
5	2,800	2,808	8	0,064	
6	2,990	2,960	—30	0,900	$t_{95\%;9} = 2{,}26$
7	3,100	3,090	—10	0,100	
8	3,200	3,208	9	0,081	
9	3,450	3,430	20	0,400	
10	3,600	3,610	10	0,100	

$\Sigma d = 3 \cdot 10^{-3}$; $\Sigma d^2 = 3{,}74 \cdot 10^{-3}$; $(\Sigma d)^2 = 9 \cdot 10^{-3}$

$$\bar{d} = \frac{\Sigma d}{n}; \quad S_{\bar{d}}^2 = \frac{\Sigma d^2 - \frac{(\Sigma d)^2}{n}}{n-1}; \quad t = \bar{d} \Big/ \frac{Sd}{\sqrt{n}}$$

Interferenţe

— Ionul Hg_2^{2+}, tratat în aceleaşi condiţii cu di-β-naftol monosulfură, suferă o reacţie de dismutaţie :

$$Hg_2^{2+} + 2HR = Hg + HgR_2 + 2H^+$$

— Ionii Ag(I), Pb(II), Fe(II), Ca(II), Ba(II), Mg(II), Mn(II), Zn(II), Sb(III), As(III) nu formează compuşi cu di-β-naftol monosulfură la *p*H-ul utilizat pentru determinarea Hg(II) şi nu interferă pînă la raportul $M^{n+}/Hg^{2+} = 10/1$ studiat.

— Compusul format de Fe(III), la *p*H = 2, se extrage în alcool n-butilic, dar este solubil ; la excesul de reactiv utilizat nu deranjează.

Determinarea mercurului din minereuri şi roci

Determinarea mercurului cu di-β naftol monosulfură, prin varianta extractiv-gravimetrică propusă, a permis stabilirea unei metode simple, rapide şi precise de separare şi analiză cantitativă din minereuri. Metoda a fost verificată pe trei etaloane de minereuri cu cinabru. Prelucrarea statistică a rezultatelor obţinute pe probe cu conţinut cunoscut arată că metoda propusă este exactă ($t_{exp} < t_{95\%;9}$) şi nu este afectată de erori sistematice. Conţinutul real în mercur, în matricele celor trei minereuri, se încadrează în limitele intervalului de încredere stabilit experimental (tab. 4).

Mod de lucru. Dezagregarea minereurilor s-a făcut la rece, cu amestec de acizi (HCl : $HNO_3 = 3 : 1$), adăugat pînă la dispariţia culorii caracteristice sulfurii de mercur. Produsele obţinute la dizolvare se filtrează, iar filtratul se colectează într-un balon cotat şi se completează cu apă la semn. Pentru analiză se iau volume necesare şi se prelucrează conform modului de lucru descris. Din fiecare minereu s-au executat cîte opt determinări. Concentraţia,

Tabelul 4

Prelucrarea statistică a rezultatelor experimentale

Parametri statistici	Simbol	Proba analizată		
		Etalon 1	Etalon 2	Etalon 3
Conținutul real (mgHg/probă)	A	2,95	3,83	4,80
Numărul de determinări	n	8	8	8
Conținutul mediu (mgHg/probă)	$\overline{X}$	2,91	3,85	4,81
Dispersia de selecție	S^2	0,0036	0,0031	0,0032
Abaterea standard	S	0,060	0,055	0,056
Eroarea medie pătratică a mediei de selecție	$S_{\overline{X}}$	0,021	0,02	0,02
t_{exp}	t_{exp}	1,75	1,01	0,51
$t_p\%$, $k(=n-1)$	$t_{95,7}$	2,37	2,37	2,37
Eroarea relativă	E_R	1,70%	1,22%	0,21%
Împrăștierea valorilor individuale	$\overline{X} \pm \Delta X$	2,86—3,04	3,72—3,98	4,68—4,94
Intervalul de încredere X	$\overline{X} \pm \Delta X$	2,86—2,96	3,80—3,90	3,76—3,86

$$S^2 = \Sigma (\bar{x} - xi)^2/n-1\,;\; S = \sqrt{S^2};\; S_{\overline{X}} : \frac{S}{\sqrt{n}}\,;\; t_{exp} = (A-\overline{X})\, S_{\overline{X}}\,;$$

$$\Delta X = \pm\, t \cdot S\,; \Delta\overline{X} = \pm t \cdot S_{\overline{X}}$$

exprimată în mgHg/probă, a fost calculată cu relația : mgHg/probă = p 0,2401.

Reactivi și aparatură, di-β-naftol monosulfură în alcool n-butilic ($1{,}6 \cdot 10^{-2}$ mol/l) ; soluție tampon pH = 2 ; KNO_3 In; acetonă ; stoc de $Hg(NO_3)_2$ 0,1 n ; spectrofotometru tip Spekord I R ; derivatograf MOM ; pH-metru MV-84.

Concluzii

— O soluție de di-β-naftol monosulfură în alcool n-butilic extrage Hg(II) din soluție apoasă ; în faza organică se formează un precipitat pur, de compoziție definită, stabil în timp.

— Compusul obținut poate fi prelucrat prin „gravimetrie cu colectare în faza organică". Filtrarea și spălarea precipitatului, dintr-un volum mic de solvent organic, sînt foarte rapide și permit concentrarea, în timp scurt, a mercurului din volume mari de soluții apoase.

— Extracția și variația pH-ului au permis creșterea sensibilității și selectivității determinării.

— Metoda a fost aplicată la analiza rapidă a Hg(II) din roci.

BIBLIOGRAFIE

[1] Popescu, M., Todor, N. D. In : Rev. de chimie, R.S.R., 12, 1978, p. 1182.

[2] Holzbecher, Z., Divis, L., Kral, M., Lucha, L. și Vlacil, F. *Organiceschie reagenti v neorganicescom analize*. Izd. „Mir", Moscova, 1979, p. 427.

[3] Dăneț, A. F. și Popescu, Maria. In : Rev. de chimie, R.S.R., 5, 1980, p. 480.

[4] Mitoșeriu, Olga. In : Analele Univ. Galați, fasc. IX, I (VI), 1983, p. 29.

[5] Mitoșeriu, Olga. In : Analele Univ. Galați, fasc. IX III (VIII), 1985, p. 43.

[6] Stary, L. *Solvent Extraction of Metal Chelats*, Oxford, Pergamon, 1964.

[7] Fișel, S. și Mitoșeriu, Olga. În : *Lucrările Congresului Național de Chimie*, Partea a II-a, București, 1978, p. 269.

[8] Bellamy, L. J. In : *The Infrared Spectra of Complex Molecules*, Londra, Menthuen Co, 1959, p. 351.

[9] Odochian, L., Mihai E., Fișel, S și Mitoșeriu, Olga. In : Rev. Roumaine Chim., R.S.R., 26, 3, 1981, p. 383.

[10] Ceaușescu, D. : *Utilizarea statisticii matematice în chimia analitică*. București, Ed. Tehnică, 1982, p. 148.

Prof. dr. ing. N. Murguleț,
dr. ing. A. Nicolae, ing. N. Covali,
ing. C. Predescu
Institutul politehnic-București

ing. C. Bolangiu, ing. R. Aneuț,
ing. G. Untea, ing. A. Cruceru
și ing. D. Scurina
Combinatul metalurgic — Tulcea

Îmbunătățiri privind construcția și funcționarea cuptoarelor tunel pentru refractare

CZ : 621.783.237 : 666.76

Una din preocupările principale ale celor care construiesc și exploatează agregate termice o reprezintă ameliorarea parametrilor funcționali ai agregatului, cu scopul de a îmbunătăți calitatea produselor în condițiile reducerii consumurilor energetice și de materiale.

În acest context, un colectiv de cercetători de la Facultatea de metalurgie din București și de la C. M. Tulcea și-a propus să analizeze posibilitățile prin care se poate perfecționa funcționarea termică și gazodinamică a unui cuptor tunel pentru arderea produselor refractare.

În cele ce urmează se vor prezenta aspecte legate de structura sursei termice și de unele măsuri concrete privind controlul și reglarea parametrilor termodinamici ai agregatului.

Sursa de căldură se realizează folosind atît energie primară (păcură), cît și energie secundară, prin intermediul aerului de combustie preîncălzit.

Pe considerente de menajare a funcționării injectoarelor, proiectantul cuptoarelor a prevăzut introducerea prin injector a aerului de combustie la cel mult 300°C. Necesitatea de a realiza temperatura tehnologică a spațiului de lucru (temperatura sursei termice), ce este superioară temperaturii de ardere a păcurii cu aerul de combustie preîncălzit la 300°C, obligă însă ca energia secundară folosită la realizarea sursei de căldură să participe cu o pondere importantă. Pentru aceasta aerul de combustie ce poartă energia secundară a trebuit să fie divizat în aer de combustie primar și aer de combustie secundar adus în zona de ardere prin injectare.

Condițiile menționate ce trebuie create impun ca energia secundară necesară să fie constituită, în principal, pe seama aerului de combustie primar. În această situație aerul de combustie primar — ce se aduce în zona de ardere direct prin spațiul de lucru și nu prin injectare — nu mai pune limite pentru temperatura sa, care poate atinge valori de 1 200—1 500°C, sau chiar temperaturi ce se apropie de temperatura produselor refractare la intrarea lor în zona de răcire a cuptorului, în acest fel aerul primar participînd cu cea mai mare pondere la constituirea energiei secundare necesare.

În figura 1 se prezintă — în diagramă Sankey — modul în care se realizează sursa de căldură Q_{sc} la cuptorul tunel analizat, prin participarea alături de energia primară (Q_{comb}) a celor două surse parțiale de energie secundară (Q_{s-1} și Q_{s-2}) :

$$Q_{sc} = Q_{comb} + Q_{s-1} + Q_{s-2} = Q_{comb} + Q_{s(a+b)},\ \text{kJ/h}$$

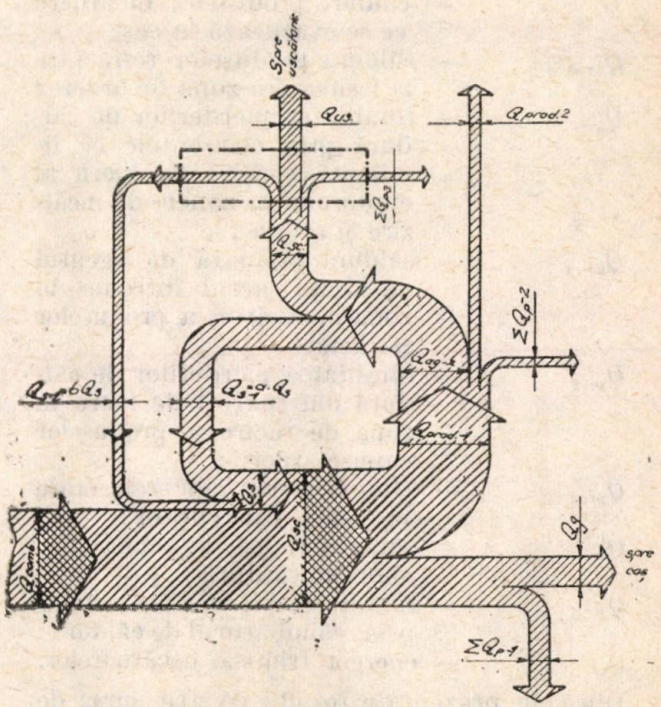


Fig. 1. Modul de realizare a sursei de căldură la cuptoarele tunel reprezentat în diagramă Sankey

iar temperatura acestei surse de căldură :

$$Q = \eta_{pir} \frac{P_{ci} - Q_{dis} + q_s}{\sum c_{p_i} \cdot v_{a_i}} =$$

$$= \frac{P_{ci} - Q_{dis} + q_{s-1} + q_{s-2}}{\sum c_{p_i} \cdot v_{a_i}}\ °C$$

în care : η_{pir} este coeficientul pirometric al cuptorului ;

Q_{comb} — căldura obținută prin arderea păcurii ;

Q_{s-1}, Q_{s-2} — energii secundare (călduri recirculate prin intermediul aerului primar, respectiv a aerului secundar) ;

a, b — cotele de participare ale aerului primar și secundar;

P_{ci} — puterea calorică inferioară a păcurii folosite, kJ/kg;

Q_{dis} — căldura consumată prin disocierea unei părți din componenții produselor arderii (CO_2 și H_2O);

q_{s-1}, q_{s-2} — energiile secundare specifice aferente unității de combustibil aduse în procesul de ardere prin intermediul aerului primar și respectiv secundar;

c_p — căldura specifică a componenților produselor de ardere;

v_g — volumul componenților produselor de ardere aferent unității de combustibil;

Q_g — căldura produselor de ardere ce se evacuează la coș;

Q_{prod-1} — căldura produselor refractare la ieșirea din zona de ardere;

Q_{p-i} — totalitatea pierderilor de căldură prin elementele ce limitează spațiul de lucru al cuptorului în zonele de încălzire și ardere;

Q_{ag-r} — căldura preluată de agentul de răcire (aerul introdus în zona de răcire), a produselor refractare;

Q_{p-2} — totalitatea pierderilor de căldură din spațiul de lucru în zona de răcire a produselor supuse arderii;

Q_{prod-2} — căldura produselor refractare la ieșirea din cuptor;

Q'_{sc} — sursa termică a schimbătorului de căldură;

Q_{p-3} — totalitatea pierderilor termice prin schimbătorul de căldură;

Q_{us} — energia trimisă uscătoarelor.

Din cele prezentate rezultă că atît sursa de căldură Q_{sc} necesară, cît și temperatura ei Q_{sc}, respectiv temperatura tehnologică a cuptoarelor tunel în zona de ardere — la un consum orar dat de combustibil — sînt determinate de ponderea energiei secundare Q_s în energia ce constituie sursa Q_{sc}.

Rezultă de asemenea că procesul de recirculare a unei părți din căldura produselor refractare și constituirea energiei secundare Q_s au un rol tehnologic atît în realizarea sursei de căldură Q_{sc} și a temperaturii sale Q_{sc}, cît și asupra laturii energetice a procesului de ardere, respectiv asupra consumului specific de combustibil, deoarece gradul de utilizare a energiei η, la acest proces este definit prin:

$$\eta = \frac{Q_u}{Q_{comb}} = \frac{Q_u}{Q_{sc} - (Q_{s-1} + Q_{s-2})} = \frac{Q_u}{Q_{sc} - Q_s}$$

În cazul particular al cuptoarelor tunel pentru arderea produselor refractare, se poate considera că $Q_u = Q_{prod-1}$, iar $Q_s = \varphi_u \cdot Q_{prod-1}$. Astfel randamentul η al acestor cuptoare se poate exprima prin:

$$\eta = \frac{Q_u}{Q_{comb}} = \frac{Q_{prod-1}}{Q_{sc} - Q_s} = \frac{Q_{prod-1}}{Q_{sc} - \varphi_u \cdot Q_{prod-1}} =$$

$$= \frac{1}{\frac{Q_{sc}}{Q_{prod-1}} - \varphi_u}$$

în care φ_u este gradul de preluare a căldurii din agentul de răcire (aer de răcire a produselor) de către aerul de combustie primar și secundar.

Din ultima expresie a lui η se constată că o valoare judicioasă a sursei de căldură Q_{sc} a cuptoarelor constituie o cale importantă pentru sporirea randamentului lor.

Știind că sursa de căldură a cuptoarelor cu combustie poate fi evaluată prin:

$$Q_{sc} = \theta_{sc} \sum c_{p_i} \cdot v_{g_i}, \text{ kg/h}$$

și că $v_g = f(\alpha)$, rezultă că o valoare conversibilă a lui Q_{sc} se obține ca urmare a unei valori optime a excedentului de aer α, precum și a unei temperaturi tehnologice a zonei de ardere de asemenea stabilită în mod judicios în raport cu sortimentul aflat în fabricație.

Pentru a putea verifica indicațiile aparatelor de măsură și control ale procesului termic și pentru a stabili influența mărimii produselor refractare supuse arderii asupra gradientului de temperatură s-a conceput un vagonet pentru control termotehnic (fig. 2).

Este indicat ca acest vagonet să fie folosit, cel puțin o dată pe lună, pentru a verifica:

— temperatura în spațiul de lucru în mai multe puncte, ca o măsură a reglării corecte a procesului termic;

— presiunea în spațiul de lucru la nivelul vetrei ca o măsură a funcționării tirajului, a etanșării corecte a spațiului de lucru, a funcționării normale a instalației de răcire, respectiv a repartizării corecte a aerului de răcire în aer de combustie și aer pentru tunelul de uscare;

— compoziția fazei gazoase la nivelul fiecărui cărucior pentru a stabili o influență precisă a aerului primar, aerului secundar și a presiunii din spațiul de lucru.

În acest scop pe vagonet s-au prevăzut următoarele măsurători:

a) măsurarea temperaturii:

— cu pirometru cu radiație totală și tub ceramic în patru puncte, dintre care unul plasat în stiva de produse refractare;

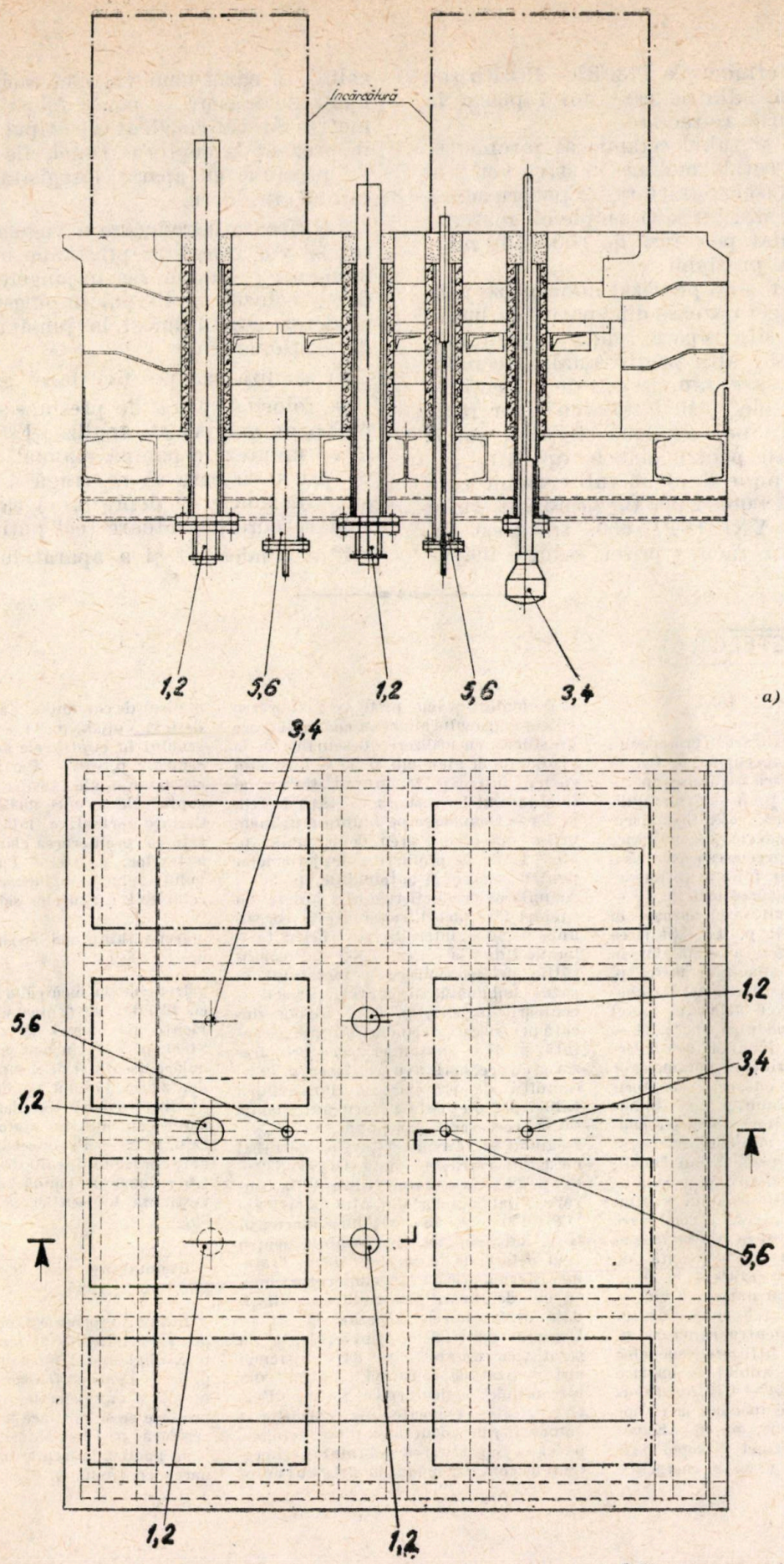


Fig. 2. Vagonet pentru control termotehnic : *a*) secțiune ; *b*) vedere de sus : *1*—tub ceramic Ø 80 pentru pirometru cu radiație totală ; *2* — *țeavă Dn 100* ; *3, 5* — *țeavă Dn 50* ; *4*— *termocuplu PtRh20* ; *6* — *tub ceramic Ø 20 × 300*

— cu două termocuple Pt30Rh—Pt6Rh sau WRe3—WRe25, dintre care unul plasat în stiva de produse refractare.

Termocuplul şi tubul ceramic al pirometrului cu radiaţie totală montate în stivă vor fi în contact cu produsele refractare, iar pentru aceasta spaţiul liber din jur se va umple cu material refractar granulat pe o rază de 100—120 mm;

b) măsurarea presiunii:

— pe vagonet s-au prevăzut două prize pentru controlul fazei gazoase din spaţiul de lucru. Ele pot fi folosite separat: una pentru măsurarea presiunii, alta pentru analiza compoziţiei fazei gazoase sau, în caz de defecţiune a uneia dintre ele, prin instalarea unor robineţi de separare pe cele două circuite, pot fi folosite simultan pentru ambele operaţii.

Priza se compune dintr-un tub ceramic care să reziste la 1 800—2 000°C, prelungit cu o ţeavă din oţel YNCONEL 600. În acest fel nu este necesară răcirea prizei, soluţie inaplicabilă în cazul unui vagonet mobil. Ca instrument de măsură se poate folosi fie un manometru cu tub înclinat de tipul celui folosit în prezent la cuptorul tunel, fie un traductor de presiune cu aparat înregistrator, mult mai comod în lucru.

La fiecare introducere a vagoneţilor în cuptor se vor înregistra presiunile în următoarele momente: înainte de împingere, la deschiderea ecluzei, în timpul împingerii, după închiderea cuptorului şi la jumătatea perioadei de staţionare;

c) analiza compoziţiei fazei gazoase:

— folosind priza de presiune se va extrage proba de gaz pentru analiză. Este de preferat să se monteze o pompă manuală sau electrică pe priză cu care să se tragă o cantitate de gaz (în zonele cu depresiune) care să facă o spălare corespunzătoare (cel puţin de trei ori) atît a sondei, cît şi a aparatului de analiză.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 1, 1986

Elaborarea şi utilizarea procedeului de metalizare a minereurilor de fier în cuptorul cu cuvă, fără utilizarea aparaturii de conversie, p. 5 — Reductibilitatea — caracteristica calităţii minereului de fier şi procedeele de măsurare a acesteia, p. 9 — Aprecierea repartizării curentului de gaze în funcţie de temperatura suprafeţei încărcăturii, p. 13 — — Studierea formării fazei gazoase în creuzetul furnalului, p. 17 — Suflarea combinată cu oxigen a metalului în convertizoare de capacitate mare, p. 21 — Îmbunătăţirea tehnologiei de elaborare în convertizor cu utilizarea fontei cu conţinut scăzut de mangan, p. 24 — Mărirea rezistenţei lăncilor de convertizor, p. 27 — Studierea parametrilor de răcire secundară cu aer a semifabricatelor turnate continuu, p. 27 — Îmbunătăţirea indicatorilor tehnico-economici ai funcţionării cuptoarelor Martin la combinatul metalurgic Nijnii Taghil, p. 29 — Influenţa dezoxidării cu aluminiu asupra calităţii oţelului Martin, p. 31 — Utilizarea proceselor combinate de elaborare a oţelului în convertizoare, p. 34 — Tehnologia perfecţionată de elaborare a oţelului rezistent la coroziune, în rafinarea cu oxigen în vid, p. 35 — Îmbunătăţirea tehnologiei de fabricaţie a oţelului pentru rulmenţi, p. 39 — Elaborarea şi utilizarea sondelor pentru măsurarea gradului de oxidare a oţelului lichid, p. 44 — Utilizarea zgurelor cu conţinut de mangan la elaborarea oţelului electric, p. 46 — Experienţa activităţii uzinei Nikopol privind economia de resurse energetice şi de materii prime, p. 48 — Elaborarea silicomanganului afinat cu conţinut mare de siliciu, cu utilizarea deşeurilor de la producţia de aluminiu, p. 50 — Influenţa răcirii intercaje în grupul finisor al laminorului 200 asupra calităţii benzii, p. 52 — Laminarea pe bluming a lingourilor din oţeluri greu deformabile, p. 55 — Linia de profilare a lonjeroanelor pentru remorci şi automobile, p. 58 — Asimilarea producţiei de ţevi sudate din oţeluri fără nichel, rezistente la coroziune, p. 60 — Intensificarea răcirii ţevilor de tubaj la călire, p. 62 — Posibilităţile de economisire a metalului în cazul îmbunătăţirii calităţii tăierii şi centrării ţaglelor, p. 63 — Sîrmă zincată pentru cabluri cu durabilitate garantată, p. 67 — Deştunderizarea prin frezarea cu ace, în flux cu trefilarea, p. 70 — Condiţii de prevenire a îmbătrînirii tablei din oţel 08lu pentru automobile după recoacerea continuă, p. 71 — Regimul de revenire a ţevilor de tubaj cu înaltă rezistenţă după GOST 632—80, p. 74 — Micşorarea tendinţei la fisurare a laminatelor din oţel 05H12N6-D2SGTMF, p. 75 — Oţeluri martensitice îmbătrînibile termostabile pentru ţevi deformate la rece, p. 79 — Tratament termomecanic la temperaturi înalte cu deformare prin reducerea elicoidală la fabricarea arcurilor, p. 81 — Uscarea materialelor pulverulente în strat „cu erupţie", p. 84 — Sistemul automatizat de comandă „Zakaz" din întreprinderile siderurgice, p. 86 — Particularităţile evidenţei de execuţie a comenzilor în producţia de piese metalice, p. 93 — Repartizarea volumului trimestrial de comenzi pe luni în sistemul automatizat de comandă „Zakaz" de la uzina de ţevi Voljsk, p. 94 — Utilizarea oxigenului în cuptoarele adînci cu arzător central, p. 97 — Particularităţile de construcţie ale ţevilor radiante de la cuptoarele termice metalurgice, p. 99 — Cerinţe normative faţă de apa utilizată la prelucrarea chimico-tehnologică a ţevilor, p. 102 — Participarea activului tehnico-inginerese la utilizarea complexă a zgurelor siderurgice, p. 106.

Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 1, 1985

Distribuţia încărcăturii într-un furnal cu blindaj de protecţie mobil — studii făcute pe model la societatea Tata Steel, p. 7 — Un nou procedeu de granulare uscată şi de recuperare a căldurii din zgura lichidă de furnal, p. 14 — Analiza formării fisurilor interne la turnarea continuă, cu ajutorul unui model cald, p. 22 — Producerea de sleburi turnate continuu de calitate superioară pentru rulouri de bandă laminată la cald destinate fabricaţiei ţevilor sudate, p. 30.

Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 2, 1985

Influenţa proprietăţilor chimice asupra proprietăţilor de înmuiere şi de topire a aglomeratelor de minereu de fier, p. 53 — Zgure şi fondanţi în metalurgia în oală a metalelor feroase, p. 64 — Noi produse ce se pot face în metalurgia secundară, p. 79 — Model cu grinzi multiple pentru îndreptarea firului la turnarea continuă, p. 87.

Dr. ing. Fl. Gheorghiu şi
prof. ing. I. Oprescu
Institutul politehnic-Bucureşti

Unele aspecte privind interdependenţa dintre parametrii funcţionali ai cuptoarelor continue de coacere a electrozilor carbonici

CZ : 621.783

Realizarea operaţiei de coacere a electrozilor carbonici în cuptoare continue de tip inelar în condiţii de automatizare complexă prezintă avantaje indiscutabile faţă de conducerea manuală, avantaje caracterizate prin obţinerea unor produse de calitate superioară cu cheltuieli de exploatare reduse.

Acest deziderat impune cunoaşterea corelaţiilor dintre parametrii tehnologici ai procesului şi ai cuptorului, cum sînt, de exemplu, interdependenţa dintre gradienţii de temperatură în timp şi spaţiu ai gazelor şi încărcăturii, influenţa numărului de camere asupra depresiunii, a debitului de combustibil ş.a.

Conducerea automată a cuptorului, realizată pe baza indicaţiilor înregistrate de termocuplurile plasate în bolţile camerelor componente, constă în asigurarea respectării în limite cît mai strînse a curbei de încălzire prescrise, care de fapt reprezintă variaţia temperaturii gazelor în timp sau pe lungimea cuptorului.

Astfel, în mod uzual, variaţia temperaturii gazelor în timp pentru întreaga durată a ciclului de coacere este prezentată în figura 1, dificultăţile de conducere fiind în mod special determinate de fenomenul de distilare şi combustie al volatilelor din încărcătură, fenomen situat în general în domeniul 300—700°C (temperatura gazelor).

Necorelarea valorilor momentane ale depresiunii din cuptor cu debitul de combustibil poate determina fie combustia violentă a volatilelor la nivelul camerelor în distilare, fie realizarea unui schimb termic global insuficient, ambele situaţii influenţînd în mod negativ calitatea produselor obţinute.

Aspecte termotehnologice

Cuptorul inelar cu camere acoperite, prezentat schematic în figura 2, asigură realizarea pocesului de coacere, prin avansul în paşi, a încărcăturii, circulaţia acesteia fiind în contracurent cu gazele rezultate în urma arderii combustibilului.

Aerul pentru combustie, aspirat pe la capul cald al cuptorului, recuperează mare parte din căldura fizică a materialului şi a zidăriei camerelor în răcire, fapt ce îmbunătăţeşte considerabil randamentul termic.

Producţia orară a cuptorului se exprimă cu relaţia :

$$Q = \frac{m_s}{t}, \quad \text{kg/h} \qquad (1)$$

în care :

m_s este masa încărcăturii dintr-o cameră, kg ;

t — durata perioadei de staţionare, h.

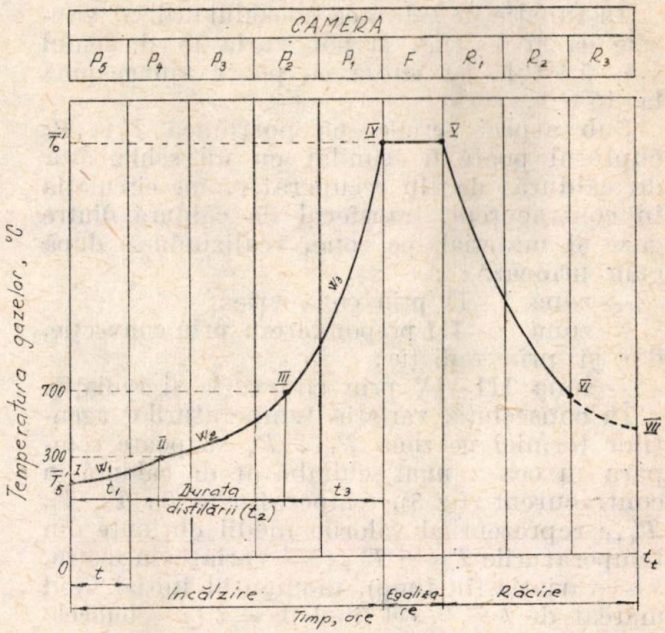


Fig. 1. Variaţia în timp a temperaturii gazelor de ardere pentru un ciclu de coacere

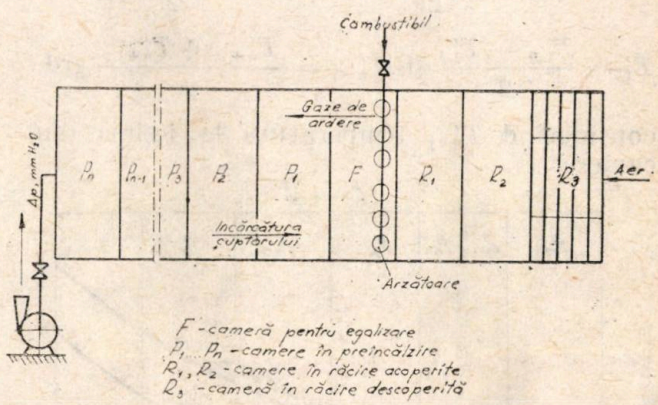


Fig. 2. Schema funcţională de principiu a cuptorului inelar de coacere cu camere acoperite

Durata totală a unui ciclu de coacere are expresia :

$$t_t = (n + n_F + n_R) \cdot t, \quad \text{h} \qquad (2)$$

în care n, n_F, n_R reprezintă numărul de camere în curs de preîncălzire, egalizare şi respectiv în răcire, bucăţi.

Calitatea produselor este puternic influențată de viteza de încălzire a materialului pe zona $P_1 \ldots P_n$ a cuptorului, în special pe durata distilării, deci în domeniul de temperaturi 300—700°C (la gaze).

În acest sens, experiența a demonstrat că asigurarea unei încălziri cu viteză mică determină o reducere a rebutului, însă aceasta necesită un număr mare de camere în curs de preîncălzire, consecința fiind o majorare a pierderilor de căldură și a consumului de energie electrică necesar vehiculării gazelor prin cuptor.

În funcție de calitatea cocsului utilizat vitezele w_1 și w_2 (fig. 1) pot varia în domeniul 1,5—5,5°C/h, iar viteza w_3 poate ajunge pînă la 15°C/h.

Sub aspect termic, pe porțiunea $P_1 \ldots P_n$ cuptorul poate fi asimilat cu un schimbător de căldură de tip recuperativ, cu circulația în contracurent, transferul de căldură dintre gaze și material, pe zone, realizîndu-se după cum urmează :

— zona I—II prin convecție ;

— zona II—III preponderent prin convecție, dar și prin radiație ;

— zona III—IV prin convecție și radiație.

În consecință, variația temperaturilor agenților termici pe zona $P_1 \ldots P_n$ se poate compara cu cea a unui schimbător de căldură în contracurent (fig. 3), temperaturile $\bar{T}_1$, $\bar{T}_n$, $\bar{T}'_1$, $\bar{T}'_{n+1}$ reprezentînd valorile medii obținute din temperaturile $T_{j,k}$ și $T'_{j,k}$ (j — variația în spațiu, k — variația în timp), momentul inițial fiind marcat de $k = 0$, cel final $k = t$ (j — indicele camerei în preîncălzire), deci :

$$\bar{T}_1 = \frac{T_{1,0} + T_{1,t}}{2} ; \quad \bar{T}_n = \frac{T_{n,0} + T_{n,t}}{2},$$

$$\bar{T}'_1 = \frac{T'_{1,0} + T'_{1,t}}{2} \text{ și } \bar{T}'_{n+1} = \frac{T'_{n+1,t} + T'_{n+1,0}}{2}, \text{ grd.}$$

considerînd $\bar{T}'_{n+1}$ temperatura la ieșirea din camera P_n.

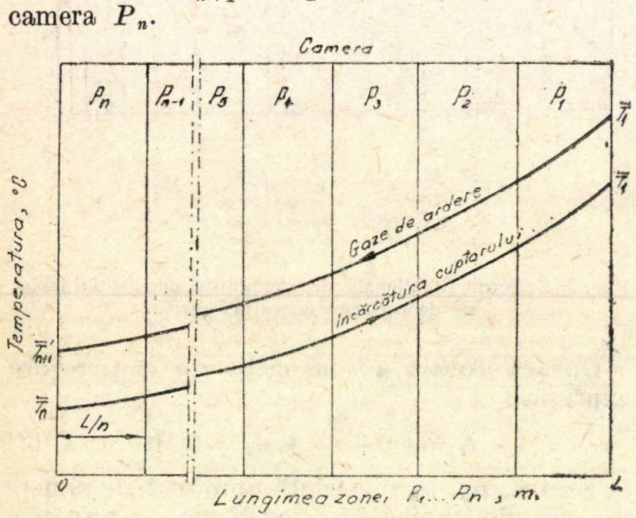


Fig. 3. Variațiile temperaturilor agenților termici pe lungimea zonei $P_1 \ldots P_n$

Variația în timp a temperaturilor agenților termici este prezentată în figura 4.

Debitul de agent termic gazos și depresiunea Δp, pentru un număr n de camere în curs de preîncălzire și pentru o durată a staționării t, se pot determina pe baza ecuației de bilanț termic :

$$W_s + W_i + W_z + W_{pc} + W_{ps} \simeq W_v, \text{ kW} \quad (3)$$

în care :

W_s, W_i, W_z reprezintă cantitățile de căldură necesare încălzirii încărcăturii, materialului de împachetare și, respectiv, a zidăriei camerei de la temperatura $T_{n,0}$ la $T_{1,t}$, kW ;

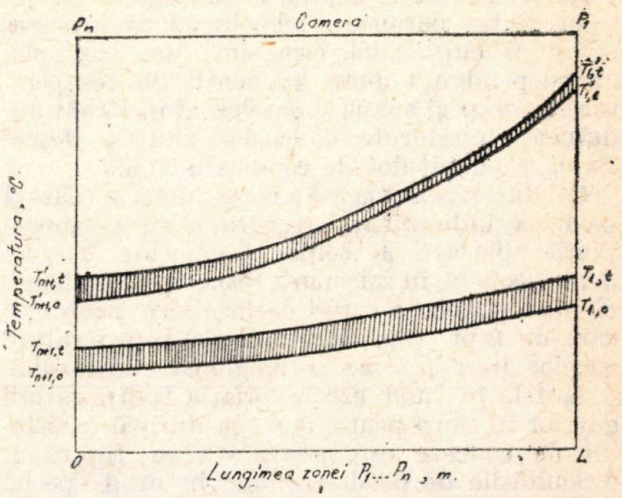


Fig. 4. Variația în timp și spațiu a temperaturilor agenților termici

W_{pc}, W_{ps} — cantitățile de căldură pierdute prin capacele camerelor respectiv prin pereții laterali ai acestora, kW ;

W_v — cantitatea de căldură cedată de agentul termic gazos (gaze de ardere + aer în exces), kW.

Termenii componenți ai relației de mai sus se pot explica după cum urmează :

$$W_s + W_i + W_z = \frac{1}{3600 \cdot n \cdot t} \cdot m_t \cdot \bar{z} (T_{n,c} - T_{n,0}), \text{ kW} \quad (3.1)$$

$$W_{pc} \simeq 10^{-3} \cdot k \cdot A_c \cdot \left(\frac{\bar{T}_1 + \bar{T}_{n+1}}{2} - 20 \right) \cdot n, \text{ kW} \quad (3.2)$$

$$W_{ps} \simeq q \cdot n \cdot (2A_1 + A_c) \cdot 10^{-3}, \text{ kW} \quad (3.3)$$

în care :

m_t este masa totală dintr-o cameră a agentului termic solid ($m_t = m_s + m_i + m_z$), kg ;

$\bar{z}$ — căldura specifică medie (valoare ponderată) a agentului termic solid dintr-o cameră, kJ/kg·grd ;

A_c — aria capacului camerei, m² ;

k — coeficientul global de transmitere a căldurii de la gazele de ardere la aerul din exterior, W/m² grd ;

q — fluxul de căldură cedat solului prin pereții laterali și prin vatră, W/m² ;

A_1 — aria peretelui lateral al unei camere, m².

Cantitatea de căldură cedată de agentul termic gazos se exprimă cu relația :

$$W_v \simeq \bar{V} \cdot \bar{c} \cdot (\bar{T}'_1 - \bar{T}'_{n+1}), \quad \text{kW} \qquad (3.4)$$

în care :

$\bar{V}$ este volumul de agent termic gazos (gaze de ardere și aer în exces), m³/s ;

$\bar{c}$ — căldura specifică medie a agentului termic gazos, kJ/kg · grd.

Volumul $\bar{V}$ al agentului termic gazos reprezintă media aritmetică dintre valoarea la intrare, respectiv ieșire, a debitului de gaze trecut prin zona $P_1 \ldots P_n$, deci :

$$\bar{V} = \frac{V_1 + V_n}{2}, \ \text{m}^3/\text{s}.$$

Din relațiile de mai sus rezultă debitul agentului termic gazos :

$$\bar{V} \simeq \frac{W_s + W_i + W_z + W_{pc} + W_{ps}}{\bar{c} \cdot (\bar{T}'_1 - \bar{T}'_{n+1})}, \ \text{m}^3/\text{s}. \quad (4)$$

Numărul de camere n al zonei $P_1 \ldots P_n$, cunoscînd aria secțiunii de trecere a gazelor f (m²), suprafața laterală a canalelor dintr-o cameră, a (m²), se calculează cu relația :

$$n = \frac{10^3 \cdot (W_s + W_i + W_z + W_{ps})}{a \cdot (\bar{\alpha}_c + \bar{\alpha}_r) \cdot \overline{\Delta T}}, \quad \text{buc} \qquad (5)$$

în care :

$\bar{\alpha}_c$, $\bar{\alpha}_r$ reprezintă coeficienții de transfer termic prin convecție, respectiv radiație, pentru temperatura $(\bar{T}'_1 + \bar{T}'_{n+1})$/W/m² . grd. ;

$\overline{\Delta T}$ — diferența medie logaritmică de temperatură, grd.

Diferența medie logaritmică de temperatură se determină cu relația :

$$\overline{\Delta T} = \frac{(\bar{T}'_1 - \bar{T}_1) - (\bar{T}'_{n+1} - \bar{T}_n)}{\ln \dfrac{\bar{T}'_1 - \bar{T}_1}{\bar{T}'_{n+1} - \bar{T}_n}}, \text{grd}. \qquad (6)$$

Mărimile caracteristice fenomenelor de transmisie a căldurii se pot calcula cu relații utilizate curent în termotehnica industrială [1]—[3].

Valoarea depresiunii Δp la capul rece al cuptorului se calculează în situația funcționării cu n camere în curs de preîncălzire, cu o cameră F și n_R camere în răcire, astfel încît să se asigure deplasarea debitului de gaze $\bar{V}$ prin cuptor, aspirația debitului de aer V_{AC} pe la capul cald, în condițiile acoperirii pierderilor de presiune pe tot traseul de gaze, vitezele gazelor și aerului avînd expresiile :

$$\bar{v}' = \frac{\bar{V}}{f} \quad (7) \quad \text{și} \quad v_{AC} = \frac{V_{AC}}{f} \quad (8) \quad \text{m}^3/\text{s}.$$

O problemă deosebit de importantă în exploatarea acestui tip de cuptor, cu implicațiile serioase în conducerea cu calculator de proces, este fenomenul de combustie a volatilelor la nivelul camerelor în distilare, fenomen de intensitate variabilă în funcție de excesul de aer existent în camerele respective.

Perturbările care intervin în situația unei arderi intense a volatilelor influențează în mod negativ întreg regimul termic al cuptorului, manevrele de readucere în diagrama prescrisă, prin varierea depresiunii Δp și a debitului de combustibil, necesitînd o foarte bună cunoaștere a cuptorului și promptitudine deosebită.

În figura 5 sînt prezentate variațiile în timp ale temperaturilor gazelor, în camerele F, P_2 și P_3, la diverse valori ale depresiunii Δp, debitul de combustibil $B = 180$ m³/h (gaz natural),

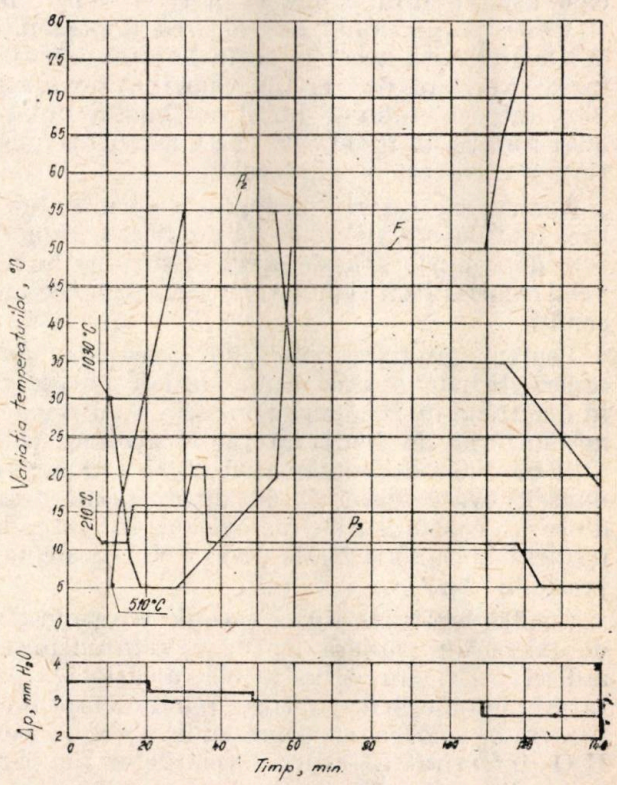


Fig. 5. Variațiile temperaturilor gazelor de ardere în camerele F, P_2 și P_3, în funcție de depresiune (distilarea în desfășurare la nivelul camerei P_2)

distilarea realizindu-se pe poziția P_2, cuptorul avînd cinci camere în curs de preîncălzire ($n = 5$).

Variațiile de temperatură, în timp, pentru camerele F și P_2, se caracterizează prin rapiditate excesivă, ele confirmînd integral ipotezele termice care stau la baza concepției acestui tip de cuptor.

Astfel, creșterea rapidă a temperaturii în camera P_2, determinată de excesul de aer de valoare peste cea acceptabilă, poate fi moderată prin reducerea depresiunii, însă aceasta are ca urmare ridicarea nivelului termic (supraîncălzirea) al camerei F și P_1 (aer în camerele R_1, R_2 și R_3 redus), deci reducerea debitului de gaze $\bar{V}$, în consecință nerealizarea regimului termic necesar camerelor P_3, P_4 și P_5, deci practic dezechilibrarea termică a întregului cuptor.

Pentru evitarea acestor situații, în cele ce urmează se vor analiza unele aspecte legate de corelația debit de combustibil-depresiune, astfel încît să se asigure o combustie dirijată a volatilelor, încadrarea în diagrama prescrisă, deci o conducere stabilă a cuptorului.

Corelația debit de combustibil—depresiune

Interdependența dintre debitul de combustibil B și valoarea depresiunii la capul rece al cuptorului se bazează pe faptul că debitul de aer cald aspirat prin camerele în răcire (R_1, R_2 R_3) este proporțional cu valoarea depresiunii, deci o creștere a acesteia poate determina majorarea excesului de aer din camerele de distilare, intensificîndu-se astfel combustia volatilelor pînă la un nivel care poate perturba funcționarea corectă a cuptorului.

Analiza acestui tip de cuptor a permis stabilirea faptului că excesul de aer din fiecare cameră este determinat atît de aerul în surplus la nivelul camerei F cît și de aerul aspirat prin neetanșeități.

Pentru stabilirea condițiilor adecvate unei arderi dirijate a volatilelor, deci a încadrării în diagrama de încălzire prescrisă, s-au repetat măsurătorile de temperatură, în aceleași condiții de debit de combustibil ($B = 180$ m³/h), după ieșirea camerei P_2 din distilare, măsurîndu-se și conținuturile de oxigen, în gaze, la intrarea în camera P_2, la diverse valori ale depresiunii Δp.

Analiza legăturii dintre variația conținutului de oxigen din camera P_2 (fig. 6) și intensitatea arderii volatilelor oglindită de variația temperaturii, în funcție de Δp (fig. 5), indică faptul că pentru o valoare a depresiunii $\Delta p \simeq 3{,}2$ mm H_2O intensitatea arderii volatilelor nu perturbă diagrama de încălzire prescrisă.

Pentru valoarea depresiunii $\Delta p = 3{,}2$ mm H_2O, se poate observa (fig. 6) că, pînă la un conținut de oxigen în gaze de cca 6%, arderea volatilelor se realizează dirijat, deci fără perturbări ale diagramei de încălzire.

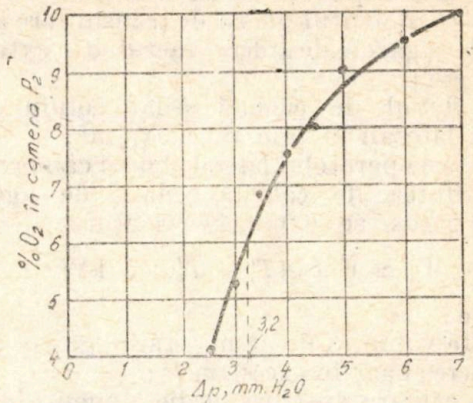


Fig. 6. Variațiile temperaturilor gazelor de ardere în camerele F, P_2 și P_3, în funcție de depresiune (procesul de distilare încheiat)

În consecință, indiferent de poziția camerei în curs de distilare, valoarea depresiunii Δp și debitul de combustibil B trebuie astfel corelate încît să asigure la intrarea în camera considerată un exces de aer corespunzător arderii dirijate a volatilelor.

Reducerea excesului de aer la nivelul camerei în distilare poate fi realizată pe două căi:

— micșorarea valorii depresiunii Δp, în condițiile $B = ct$;

— majorarea debitului de combustibil B la $\Delta p = ct$.

Ambele soluții urmăresc micșorarea excesului de aer la nivelul camerei de distilare, însă au ca urmare ridicarea temperaturilor în camerele F și P_1 peste valorile recomandate de diagrama de coacere.

Pentru evitarea acestei situații este necesar a se reduce temperatura aerului cald aspirat prin camerele în curs de răcire, deziderat posibil de realizat prin micșorarea numărului de camere situate pe poziția R.

Aspectele calitative ale corelației $B = f(\Delta p)$, bazate pe conținutul de oxigen din camera de distilare, aspecte analizate mai sus, constituie punctul de plecare pentru determinarea elementelor cantitative ale acestei corelații cu implicații deosebite în conducerea cuptorului, deci și asupra calității produselor obținute.

Concluzii

Pe baza elementelor prezentate, privind interdependența dintre unii parametri funcționali ai cuptoarelor inelare de coacere, se pot desprinde următoarele:

— conducerea cuptorului trebuie să asigure simultan condițiile termice și cele de ardere dirijată a volatilelor distilate din încărcătură;

— conținutul de oxigen în gaze la nivelul camerei de distilare constituie o mărime pe baza căreia se pot determina parametrii gazo-

dinamici şi termici ai cuptorului astfel încît să se realizeze o combustie stăpînită a volatilelor distilate;

— debitul de combustibil şi depresiunea trebuie să fie corelate cu poziţia camerei de distilare, astfel ca excesul de aer din camera considerată să corespundă unei combustii dirijate a volatilelor;

— menţinerea în diagrama de încălzire a camerelor F şi P_1, în condiţiile reducerii depresiunii sau ale majorării debitului B de combustibil, este posibilă numai prin micşorarea temperaturii aerului aspirat din camerele în curs de răcire, deziderat realizabil prin reducerea numărului acestora;

— stabilirea interdependenţelor cantitative ale corelaţiei $B = f(\Delta p)$ are urmări favorabile asupra calităţii produselor, dînd posibilitatea trecerii de la conducerea manuală a acestor cuptoare la nivelul de automatizare complexă, deci de creştere a indicelui de utilizare şi de reducere a consumurilor energetice specifice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Schoffield, I., Butterfield, P. şi Young, P. În: Journal of the Iron and Steel Inst., Anglia, 199, nr. 8, 1961, p. 229–240.

[2] Böhm, H., H. În: Arch. Eisenh., R.F.G., 6, 1933, p. 423–431.

[3] Razelos, P. şi Paschkis, V. În: Iron and Steel Eng., S.U.A., nr. 8, 1968, p. 82–116.

REVISTA REVISTELOR

Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 3, 1985

Reducerea autocatalitică în stare solidă a minereurilor de fier — influenţa variaţiilor parametrilor de funcţionare asupra vitezei şi extinderii reducerii, p. 103 — Formarea fayalitei la reducerea gazoasă a minereului de la Carol Lake în magnetită, p. 113 — Caracteristicile mecanice ale cocsului brichete, p. 118 — Cercetări asupra zgurelor metalurgice la Glasgow şi contribuţia lor la cercetările asupra materialelor refractare, p. 124 — Specificaţii cerute pentru obţinerea oţelurilor pentru piesele folosite la construcţiile mecanice, p. 136.

Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 4, 1985

Structura aglomeratului autofondant, p. 151 — Cinetica reducerii oxidului de fier în zgura lichidă cu ajutorul monoxidului de carbon la 1 873 K, p. 157 — Prevederea spaţiilor dintre braţele dendritelor şi a fracţiilor de ferită δ în slebiurile din oţel inoxidabil turnate continuu, p. 163 — Analiza cu ajutorul metodei elementelor finite a deformaţiei bramei şi a distribuţiei deformaţiilor apărute în crusta solidificată la turnarea continuă în slebiuri, p. 171 — Îmbunătăţiri în afinarea secundară a oţelurilor de construcţii la uzina Stocksbridge a societăţii BSC, p. 176 — Utilizarea afinării secundare la obţinerea ţevilor fără sudură din oţel la societatea NKK, p. 177.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 3, 1986

Capacitatea de aglutinare a încărcăturilor de cărbune neomogene din punct de vedere petrografic, p. 4 — Mărirea densităţii încărcăturii de cărbune prin optimizarea compoziţiei granulometrice, p. 12 — Probleme privind reconstrucţia şi reutilarea tehnică a întreprinderilor cocsochimice, p. 16 — Îmbunătăţirea regimului de încălzire a bateriilor de cocsificare în funcţie de repartizarea încărcăturii de cărbune în camerele cuptorului, p. 20 — Particularităţile procesului de gazificare în intervalul 900–1050 °C şi influenţa acestuia asupra proprietăţilor cocsului brichete şi stratiform, p. 23 — Utilizarea gudronului de huilă în calitate de componenţi ai încărcăturilor de cărbune, p. 26 — Obţinerea de adsorbant din cocsul nemetalurgic obţinut din cărbuni slab cocsificabili din bazinul Ceremhovsk, p. 31 — Epurarea gazului de cocserie de naftalină şi de ceaţa gudronului, în scrubere Venturi cu injectoare de joasă presiune, p. 33 — Metoda de control al etanşeităţii sistemului din secţia de epurare a sulfului, p. 41 — Stabilizarea apei de răcire din aparatura de schimb de căldură cu ajutorul complexoanelor, p. 46 — Utilizarea maşinilor de mărunţit şi de frezat la răsturnătoarele de vagoane, p. 47 — Aspecte ale organizării, planificării şi conducerii cercetărilor ştiinţifice, p. 48 — Economia de resurse energetice şi de combustibil în întreprinderile siderurgice din U.R.S.S., p. 52.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 4, 1986

Utilizarea deşeurilor rezultate din industria cocsochimică pentru lubrifierea încărcăturilor de cărbune încălzite, p. 2 — Studierea capacităţii de cocsificare a cărbunilor în aparatul plastometric automatizat, p. 4 — Compoziţia încărcăturii şi rezistenţa cocsului la uzina metalurgică Rustavi, p. 7 — Prognozarea indicilor privind mărimea cocsului, p. 9 — Estimarea influenţei efectului „incompatibilităţii" cărbunilor asupra compoziţiei granulometrice a cocsului, p. 11 — Fabricarea cocsului şi a negrului de fum într-un proces unic, p. 13 — Curăţarea complexă a agentului termic excedentar din producţia de cocs brichete, p. 17 — Obţinerea cocsului de gudron pentru electrozi cu structură anizotropică, p. 18 — Cercetarea dependenţei temperaturii de cristalizare a uleiului de huilă şi de absorbţie faţă de componentele acestuia, p. 32 — Posibilităţile potenţiale ale epurării biochimice într-o etapă a apelor reziduale rezultate din întreprinderile cocsochimice, p. 36 — Dispozitive automate de stingere suplimentară a cocsului în caz de avarie pe bandă transportoare, p. 38 — Metodica de stabilire a efectivului personalului de deservire şi de reparaţii de la aparatele de măsurare şi de control şi a mijloacelor de automatizare, p. 39 — Estimarea eficienţei economice a lucrărilor de cercetare ştiinţifică în domeniul producţiei cocsochimice, p. 41.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 3, 1986

Utilizarea raţională a laminatelor din metal cu proprietăţi mecanice ridicate, p. 3 — Elaborarea unui sistem uzinal integrat de conducere a calităţii producţiei, p. 7 — Sistem automat de reglare a încărcăturii de pelete la maşinile de prăjire, p. 14 — Desulfurarea fontei în oala pentru transportul fontei lichide cu carbură de calciu, p. 16 — Desulfurarea fontei în afara furnalului cu magneziu pasivizat, obţinut din deşeuri rezultate de la producţia de magneziu, p. 19 — Pregătirea pulberii de bentonită pentru fabricarea peletelor din minereu de fier, p. 21 — Retopirea continuă a materiei prime prereduse în cuptoare de prelucrare termică a minereurilor, p. 22 — Calitatea oţelului rapid pulverulent fabricat pe scară industrială, p. 24 — Elaborarea oţelului inoxidabil de calitate superioară la combinatul metalurgic Orsk-Halilovsk, p. 25 — Perfecţionarea tehnologiei de turnare continuă a oţelurilor rezistente la coroziune, p. 28 — Producţia de tablă laminată la rece de calitate pe laminorul cu cinci caje 1700, p. 30 — Dependenţa calităţii cusăturii sudate în cuptor faţă de gradul de reducere, p. 32 — Mărirea limitei de rezistenţă la oboseală a prăjinilor de foraj, p. 35 — Linie de fabricaţie a niplurilor metalice de siguranţă din benzi, p. 37.

Aplicațiile calculatorului electronic în tehnologiile de prelucrare prin deformare plastică

Dr. ing. N. Atanasiu
Institutul politehnic—București

CZ: 621.9.011.681.32

În proiectarea proceselor tehnologice de prelucrare prin deformare plastică se realizează următoarele:

a) Convertirea geometriei piesei sau subansamblului finit în „geometria formabilă" care poate fi produsă prin aplicarea unui anumit procedeu de deformare plastică.

b) Proiectarea sculelor pentru una sau mai multe operații de prelucrare necesare transformării materialului inițial (bilet sau țagla) într-un semifabricat.

c) Analiza, proiectarea și optimizarea operațiilor de deformare, stabilirea mașinilor—unelte de presare și a echipamentelor auxiliare, astfel încît întregul proces să fie introdus în producție cu minimum de încercări pentru definitivarea procesului.

d) Confecționarea sculelor prin procedee convenționale de prelucrare prin așchiere sau prin electroeroziune.

În mod obișnuit, atît în proiectarea tehnologiilor de prelucrare prin deformare, cît și a sculelor, se face uz de îndrumări empirice, de experiență și chiar de intuiție. Pentru a depăși acest mod de lucru recent s-a trecut la aplicarea calculatorului electronic în proiectarea produselor, a tehnologiilor de lucru, a întregului proces de producție.

Aplicarea calculatorului electronic contribuie la reducerea costului de fabricație, la creșterea productivității muncii, la ridicarea nivelului tehnic și calitativ al producției industriale și la reducerea dependenței de îndemînarea personalului.

Activitățile realizate cu ajutorul calculatorului (AC) în domeniul tehnologiilor de prelucrare prin deformare plastică s-au reprezentat în figura 1.

Se observă că proiectarea producției asistată de calculator (PrAC), programarea asistată de calculator (PmAC), producția asistată de calculator (PAC), controlul calității asistat de calculator (ClAC) și întreținerea asistată de calculator (IAC) se află toate grupate pe același nivel. Toate aceste activități reprezintă activități singulare, independente, „asistate de calculator". Numai prin conectarea acestor activități cu procesul de producție, adică combinația dintre „hardware" ca echipament și „software" ca programare, cu bănci de date și sisteme de comunicație, se realizează ceea ce informaticianul american Joseph Harrington a denumit „producția integrată computerizată".

Pentru a obține avantajele interconectării este extrem de important ca tehnologia de prelucrare a datelor, în fiecare din aceste domenii, asistată să fie foarte bine pusă la punct.

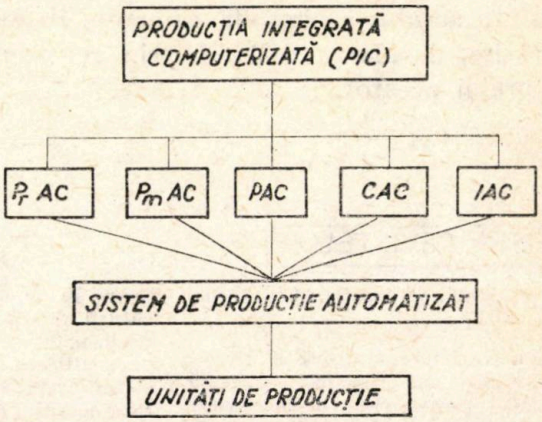


Fig. 1. Structura producției integrate computerizate: PrAC — proiectarea asistată de calculator; PmAC — programarea asistată de calculator; PAC producția asistată de calculator; ClAC—controlul calității asistat de calculator; IAC—întreținere asistată de calculator

Proiectarea asistată de calculator (PrAC) permite operarea rapidă a unor modificări geometrice, astfel că proiectantul poate să nu se limiteze numai la cele trei proiecții clasice, caracteristice desenelor executate manual, respectiv: plan, elevație și profil. Cu ajutorul calculatorului, proiectantul poate examina pe ecran rotirea piesei în jurul oricărei axe, poate „focaliza", adică apropia imaginea spre a-i studia detaliile sau poate obține orice secțiune transversală dorită a piesei în curs de proiectare.

Pentru proiectarea asistată de calculator s-au elaborat sisteme de programare care asigură executarea automată a desenelor tehnice și a calculelor aferente. În raport cu desenele și calculele efectuate normal sistemul a mărit productivitatea de 20 de ori (pentru o lucrare în execuție manuală de 10 h sînt suficiente 30 de minute).

Producția asistată de calculator (PAC), ca metodă de programare a fluxului de material și de fabricație, se aplică în unele domenii ale proceselor de deformare plastică cum sînt: laminarea la cald și la rece, forjarea, extruziunea și altele. PAC furnizează dispozițiile pentru fabricație prin conectarea datelor geometrice, tehnologice și organizatorice. De asemenea, PAC poate dezvolta metode care să înscrie fluxuri noi de fabricație.

În domeniul ingineriei asistate de calculator (IAC) creșterea productivității muncii depă-

Lucrare prezentată la a V-a Sesiune de comunicări tehnico-științifice „Tehnologii și utilaje noi pentru prelucrări la cald", Universitatea din Brașov, 27—28 februarie, 1986

şeşte cu mult sistemul clasic de execuţie a proiectelor. Acest raport este de 11 : 1 în conceperea şi desenarea structurii de rezistenţă la maşini şi utilaje, de 17 : 1 în efectuarea calculelor tehnico-inginereşti şi operarea de modificări în aceste calcule.

În ingineria asistată de calculator se descrie mai întîi procesul de deformare plastică şi apoi, în mod sistematic, procesul pe calculator se afişează pe ecran. Acest lucru va conduce în final la o testare (test-track) pe calculator, fapt ce poate înlocui parţial sau total prototipurile sau instalaţiile complexe necesare dezvoltării proceselor. O multitudine de noi şi îmbunătăţite produse, care conduc la un cost ridicat privind dezvoltarea proceselor, ar putea fi produse prin asemenea metode de prelucrare.

Descrierea procesului deformării plastice

Deformarea plastică a materialelor metalice este un proces extrem de complex, ca de altfel toate procesele tehnologice. De aceea, dacă se urmăreşte determinarea dependenţei dintre multitudinea de parametri, atunci trebuie să fie luată în considerare interdependenţa lor de cîteva ori. Fără a cunoaşte aceste interdependenţe, descrierea unui proces în general nu este posibilă. Elementele de bază necesare caracterizării unui proces sînt module reale descriptive pentru piesă (înainte, în timpul şi după deformare), sculă şi maşină care s-au reprezentat în tabelul 1.

Modificările geometrice ale materialului în timpul deformării plastice s-au reprezentat în figura 2, iar în tabelul 2 sînt incluse mărimile caracteristice ale piesei. Se observă că, pentru descrierea piesei, se folosesc caracteristici geometrice, mecanice şi termice. În acelaşi mod se pot descrie sculele şi maşinile de presare. Prin urmare, fiecare component din sistemul global (piesă, sculă, maşină) trebuie să fie divizat în module, pe diferite niveluri, pentru a face posibilă descrierea unei singure operaţii sau a unei anumite stări.

Pentru ilustrare se prezintă divizarea piesei pe trei niveluri (tab. 1). Primul nivel cuprinde module pentru a descrie următoarele : deformaţia reală φ, sarcina F, puterea P, lucrul mecanic W, rezistenţa la deformare K_w, tensiunea medie de curgere Kf_m şi temperatura medie θ_m. Aceste mărimi sînt divizate în date care există înainte şi după proces (de exemplu, date geometrice) şi date care apar numai în timpul procesului (de exemplu, forţa, puterea etc.).

Al doilea nivel cuprinde module cu metode de calcul bazate pe elemente de volum, necesare descrierii proprietăţilor locale. Aceste consideraţii locale într-un material continuu depind de proprietăţile omogene şi izotrope.

Al treilea nivel ia în considerare materialul, adică influenţa limitelor grăunţilor, texturii incluziunilor şi anizotropiei în aceeaşi manieră ca şi la iniţierea şi propagarea fisurii la rupere.

Divizarea similară, pe trei niveluri, se realizează şi pentru sculă şi maşină.

Dependenţa dintre aceste trei domenii : piesă, sculă şi maşină conduce în final la un model global, reprezentat în figura 3. Descrierea acestui model ilustrează influenţa reciprocă a rezul-

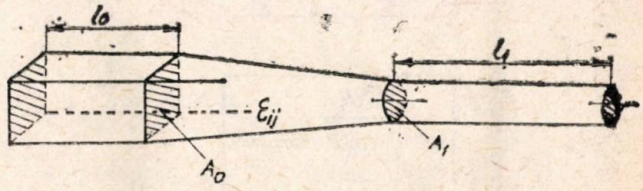


Fig. 2. Modificările geometrice ale materialului în timpul prelucrării

Tabelul 1

Descrierea procesului deformării plastice

	Piesa		Scula		Maşina	
Nivelul 1	deformaţia reală	φ	deformaţia	ε	deformaţia	ε
	sarcina	F	sarcina	F	sarcina	F
	lucrul mecanic	W	puterea	P	puterea	P
	rezistenţa la deformaţie	K_w	săgeata la încovoiere		modulul de rigiditate	
	tensiunea de curgere medie	K_{wm}	modulul de elasticitate	E		
Nivelul 2	deformaţii locale	ε_{ij}	deformaţii locale	ε_{ij}	deformaţii locale	ε_{ij}
	tensiuni locale	σ_j	tensiuni locale	σ_{ij}	tensiuni locale	σ_{ij}
	tensiunea de curgere locală	K_f	răspuns dinamic		elemente	
	3 — D temperatura					
	3 — D presiunea					
Nivelul 3	caracteristici microscopice :		anizotropia		interacţiunea elementelor	
	— limitele grăunţilor		uzare		contractul hidrodinamic elastic	
	— textura					
	— anizotropia					
	— rugozitatea					

Tabelul 2

Mărimile caracteristice care descriu piesa

	Starea inițială		Starea în timpul procesului		Starea finală	
Nivelul 1	înălțimea	h_0	înălțimea	h	înălțimea	h_1
	lățimea	b_0	lățimea	b	lățimea	b_1
	lungimea	l_0	lungimea	l	lungimea	l_1
	unghiul	O	unghiul	$\measuredangle$	unghiul	1
	raza	r_0	temperatura medie	θ_m	raza	r_1
	temperatura medie	θ_m	tensiunea de curgere medie	K_{fm}	temperatura medie	θ_m
	tensiunea de curgere	K_{f0}			tensiunea de curgere	K
	rugozitatea	R_{t0}			rugozitatea	R
Nivelul 2	tensiunea reziduală	σ_{r0}	deformația reală	ε_{ij}	tensiunea reziduală	σ_{rl}
	temperatura locală	θ_0	tensiunea	σ_{ij}	temperatura locală	θ_1
	deformația locală	ε_{ij}	viteza de deformație	ε_{ij}	deformația locală	ε_{ij}
			temperatura	θ		
			frecarea	$\mu = f(P, \theta \ldots)$		
Nivelul 3	textura		textura		textura	
	limita dintre grăunți		limita dintre grăunți		limita dintre grăunți	
	rugozitatea		rugozitatea		rugozitatea	
	anizotropia		anizotropia		anizotropia	

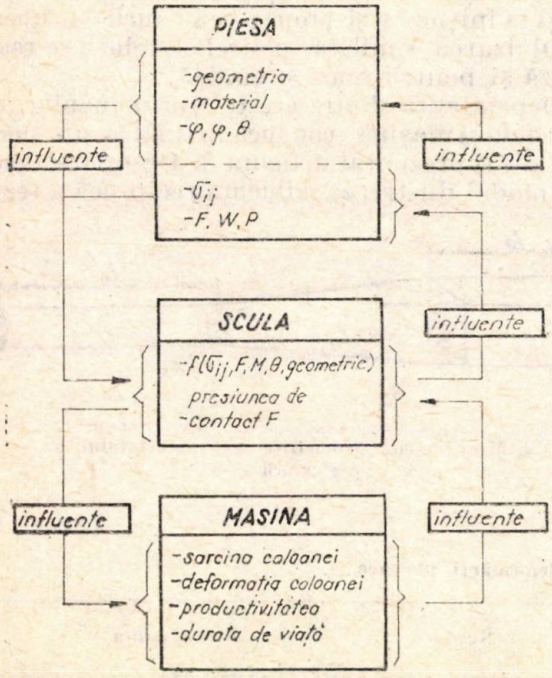


Fig. 3. Structurile unui model de simulare a proceselor de deformare plastică

tatelor obținute în cele trei domenii. Se observă ușor că legătura matematică a acestor componente-model conduce la un sistem de ecuații diferențiale. În condițiile date, procesul deformării plastice poate fi descris de acest model global.

Programarea și simularea procesului deformării plastice pe calculator

Procesul deformării plastice a materialelor metalice trebuie organizat într-un mod convenabil calculatorului astfel încît acesta să fie utilizat atît pentru descrierea procesului, cît și pentru programare.

În figura 4 s-a reprezentat modul de selectare a procesului A și, în continuare, programarea procesului. După determinarea datelor necesare procesul poate fi simulat. Dacă este necesar,

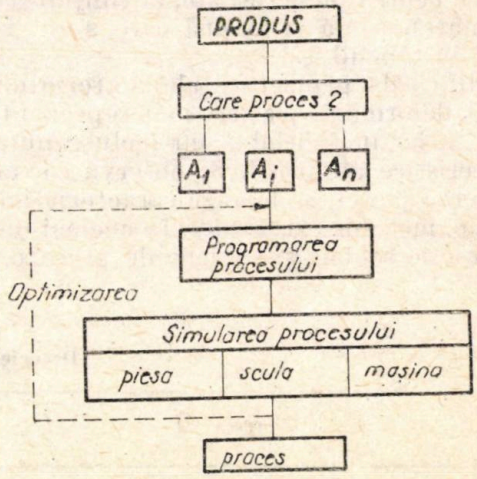


Fig. 4. Model pentru programare, simulare și optimizare

procesul final se stabilește prin corectarea programării procesului. O condiție importantă în obținerea avantajelor tehnologiei computerizate o constituie descrierea reală pe calculator a întregului proces de deformare plastică.

Premisa dezvoltării unui sistem computerizat o reprezintă structura modulară, astfel că o continuă perfecționare a lucrărilor de la macrostare la microstare poate fi realizată sistematic. Pentru aceasta este esențial a găsi și a formula principiile deformării plastice. Astfel de cunoștințe există în cele mai diferite

forme : relații matematice, dar adesea există numai valori empirice, care însă nu pot fi descrise cu un algoritm.

Pentru elaborarea acestor informații cu un sistem computerizat se pot folosi diferite metode. Pe de o parte este necesar să fie descrise algoritme în așa-numitele module de calcul, de exemplu pentru calculul sarcinii sau tensiunilor, precum și al altor proprietăți importante ale deformării plastice. Pe de altă parte, este necesar să se găsească metode de elaborare și înmagazinare în memoria calculatorului a unor cunoștințe empirice.

Aplicarea PrAC/PAC în procesul laminării

Metodele de calcul pentru calibrarea cilindrilor sînt deseori prea lungi și greoaie, ceea ce reprezintă o dificultate pentru condițiile practice, zilnice, în special pentru cazurile de verificare, cînd calculul și dimensionarea precisă a calibrului efectuat de proiectant nu sînt esențiale.

Pentru a depăși aceste dificultăți, se apelează frecvent la metode grafice, care sînt mai puțin exacte decît metodele de calcul, însă prezintă avantajul simplificării și rapidității.

Înlăturarea acestor neajunsuri se realizează prin aplicarea sistemului computerizat în procesul laminării, care cuprinde : proiectarea asistată de calculator a secțiunii transversale a produsului finit ; proiectarea asistată de calculator în determinarea sarcinii și energiei pentru o anumită operație ; proiectarea automată și furnizarea de date pentru programarea prelucrării ; fabricația cilindrilor de laminor și a sculelor pe mașini asistată de calculator CN ; colectarea datelor asupra procesului de producție și analiza lor ; controlul calitativ al produsului finit.

În figura 5 s-a reprezentat schematic conceptul unui sistem integrat PrAC/PmAC pentru proiectarea calibrelor. Se observă că procesul de proiectare începe cu descrierea geometriei secțiunii transversale a produsului finit. Această descriere se poate realiza prin folosirea extensivă a limbajului FORTRAN.

Sistemul PrAC furnizează informații asupra proprietăților geometrice ale produsului cum

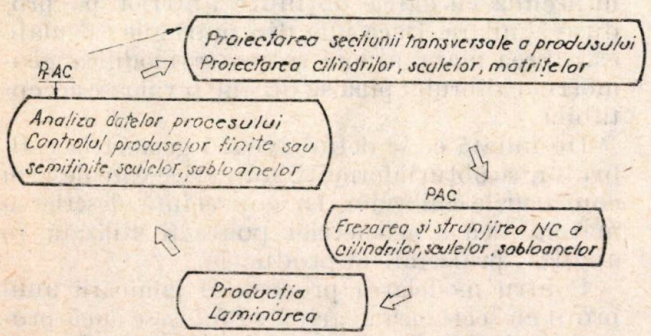


Fig. 5. Schema sistemelor integrate computerizate în procesul deformării plastice

sînt : masa/m, aria secțiunii, momentul ariei, momentul de inerție a ariei și altele.

În cazul calibrării, sistemul PrAC se utilizează pentru proiectarea conturului calibrelor, luînd în considerare deformabilitatea materialului și forța de laminare estimată. Procedeul permite folosirea diferitelor relații matematice înmagazinate în memoria calculatorului pentru realizarea de calcule cît mai precise.

Aceste modele ale procesului laminării dau posibilitatea proiectantului de calibre să prevadă o serie de factori cum sînt : curgerea metalului în timpul laminării, puterea și forța de laminare, tensiunile care apar în secțiunea transversală a produsului finit și scăderea temperaturii care poate fi estimată în cadrul a 15 % din temperatura actuală.

Prima etapă în proiectarea calibrelor constă în stabilirea geometriei calibrului finisor pornind de la parametrii geometrici ai produsului finit care se majorează cu mărimea coeficientului de dilatare termică a metalului. Coeficientul de dilatare termică liniară are valoare de 1,013—1,015. În același mod se calculează și calibrul preliminar.

Introducînd în memoria calculatorului și alte informații, programul calculează următoarele :

1. Numărul necesar de treceri cu formula :

$$n = \frac{\log A_0 - \log A_n}{\log \lambda_m} = \frac{\log \lambda_t}{\log \lambda_m} \qquad (1)$$

în care : A_0 și A_n reprezintă suprafața secțiunii materialului inițial, respectiv a produsului laminat ; λ_m și λ_t coeficientul mediu de alungire și, respectiv, coeficientul total.

2. Coeficientul mediu de alungire se calculează dacă se cunosc secțiunile transversale inițiale și finale, precum și numărul de treceri folosind formula :

$$\lambda_m = \sqrt[n]{\frac{A_0}{A_n}} = \sqrt[n]{\lambda_t} \qquad (2)$$

3. Reducerea totală necesară $\Sigma\Delta h$, care se determină în cazul laminării secțiunilor pătrate sau dreptunghiulare, cu formula :

$$\Sigma\Delta h = [(A - a) + (B - a)] \cdot 1{,}10 \qquad (3)$$

unde : A și B sînt dimensiunile secțiunii transversale inițiale ; a—latura produsului laminat ; lățimea relativă $\Delta b/b_1 = 0{,}10$.

4. Reducerea relativă a secțiunii materialului laminat :

$$U = \frac{A_1 - A_2}{A_1} = 1 - \frac{A_2}{A_1} \qquad (4)$$

în care : A_1 este suprafaţa secţiunii înainte de trecere ($A_1 = b_1h_1$) şi A_2 — suprafaţa secţiunii după trecere ($A_2 = b_2h_2$).

În cazul laminării produselor finite calculul se face pornind de la A_n şi terminînd cu A_0. Dacă se notează suprafaţa secţiunii transversale a produsului finit A_1, rezultă :

$$A_1 = A_1\lambda_1$$
$$A_2 = A_2\lambda_2 = A_1\lambda_1\lambda_2 \qquad (5)$$
$$A_x = A_{x-1}\lambda_{x-1} = A_1A_2A_3 \ldots \lambda_{x-1},$$

iar secţiunea transversală preliminară va fi :

$$A_{x+1} = A_x\lambda_x = A_1A_2A_3 \ldots \lambda_{x+1} \qquad (6)$$

deci :

$$\lambda_m = \sqrt[x]{\frac{A_{x+1}}{A_1}} \qquad (7)$$

de unde rezultă :

$$x = \frac{\log A_{x+1} - \log A_1}{\log \lambda} \qquad (8)$$

Pentru a ţine seamă de efectul variaţiei de temperatură asupra produsului laminat este necesar ca la primele treceri să se aplice coeficienţi de alungire mai mari, întrucît la temperaturi mai înalte ductilitatea materialului este ridicată, iar în continuare coeficienţii de alungire se reduc treptat deoarece scade temperatura materialului şi deci şi ductilitatea.

În acest caz se aplică coeficienţi de alungire progresivi :

$$\lambda_2 = \lambda_1 + Z$$
$$\lambda_3 = \lambda_2 + z = \lambda_1 + 2z \qquad (9)$$
$$\lambda_x = \lambda_{x-1} + z = \lambda_1 + (x-1)z$$

5. Reducerea maximă admisibilă în funcţie de unghiul de prindere se calculează cu relaţia :

$$\Delta h_{max} = De\left(1 - \frac{1}{\sqrt{1+\mu^2}}\right) \qquad (10)$$

unde : μ este coeficientul de frecare ($\mu = 0{,}44$) ; $D_e = 0{,}9\,D_0$; pentru $D_0 = 1\,100$ mm, $D_e = 990$ mm, iar $\Delta h_{max} = 82$ mm.

La proiectarea schemelor de laminare şi la stabilirea dimensiunilor materialului la trecerile succesive, reducerile calculate se mai pot verifica şi din punctul de vedere al puterii motorului de acţionare şi al rezistenţei cilindrilor.

În funcţie de puterea motorului de acţionare reducerea absolută se determină cu formula :

$$\Delta h = \frac{1}{R_{ml}}\left(\frac{M_l}{1{,}05\,K_{wm}b_m} - kR_{ml}\sqrt{\frac{M_l}{1{,}05K_{wm}\,b_m}}\right) \qquad (11)$$

în care : R_{ml} este raza medie de lucru ($R_{ml} = 2R_1R_2/R_1 + R_2$) ; M_l — momentul de laminare ; K_{wm} — rezistenţa medie la deformare a metalului ; b_m — lăţimea medie a secţiunii laminate ; K — coeficient care descrie frecarea în lagăre ($K = 2\,\mu d/D$; d — diametrul fusului, D — diametrul cilindrilor) ; 1,05 = — coeficient care ţine seama de pierderile prin frecare în dinţii angrenajelor :

$$M_l = M_m - (M_d + M_0) \qquad (12)$$

unde : M_m este momentul maxim admisibil de lucru al motorului ; M_d — momentul dinamic ($M_d = \frac{GD^3}{375} \cdot \frac{n_2 - n_1}{t}$ [J] ; GD — momentul de inerţie al tuturor elementelor în rotaţie pînă la cuplajul motorului ; n_1, n_2 — turaţia maximă la începutul perioadei de accelerare, respectiv turaţia maximă la sfîrşitul perioadei de accelerare) ; M_0 — momentul de mers în gol.

În funcţie de rezistenţa cilindrilor reducerea absolută poate fi verificată cu formula :

$$\Delta h = \frac{1}{R_m}\left(\frac{P}{K_{wm}\,b}\right)^2 \qquad (13)$$

unde : P este forţa de laminare ($P = 0{,}1D^3\,\sigma_{ad}\,\frac{a+b}{ab}$; σ_{ab} — rezistenţa admisibilă a cilindrilor ; a, b — distanţele dintre linia de aplicare a forţei P pe mijlocul fusurilor).

În figura 6 s-a reprezentat fluxul general al proiectării calibrelor cu sistemul PrAC. Acest program permite intervenţii în timpul proiectării pentru a introduce elemente de perfecţionare, proiectantul putînd interacţiona cu calculatorul şi influenţa desfăşurarea calculelor. Lucrul se realizează prin intermediul afişării grafice pe un ecran cu indicator numeric şi cu consolă. De exemplu, în timpul calculării forţei de laminare, valorile obţinute pot fi afişate împreună cu datele obţinute anterior pe produse similare. Dacă una din mărimile calculate este prea mare, atunci se poate modifica geometria calibrului pînă se obţine o valoare acceptabilă.

De îndată ce se definitivează geometria calibrului, se obţin informaţii numerice care descriu contururile calibrului. În consecinţă, descrierea matematică a geometriei poate fi utilizată în analiză, proiectare şi producţie.

Pentru modelarea procesului laminării unui profil cu secţiunea în aripă se folosesc două programe elaborate în sistem PrAC. Primul program utilizează metoda limitei superioare pentru analiză şi evaluarea distribuţiei laterale,

alungirii și momentului de laminare. În acest scop, zona de deformare se împarte în cîteva elemente mici așa cum s-a reprezentat în figura 7, unde profilele de distribuție $W_1(x)$ și $W_2(x)$

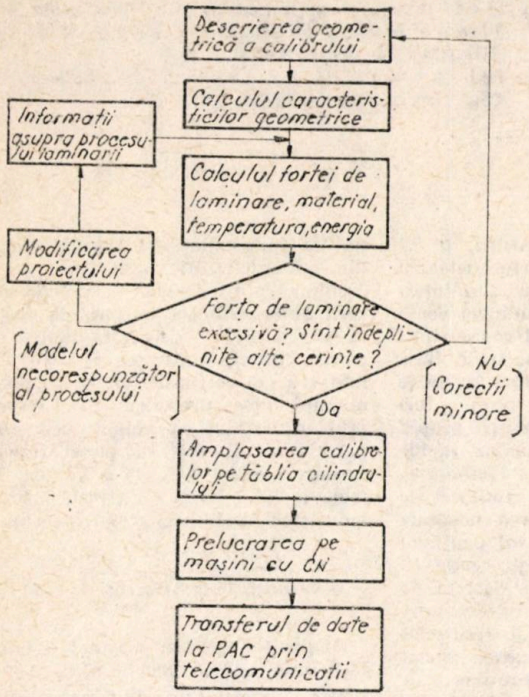


Fig. 6. Schema logică în cadrul sistemului PrAC

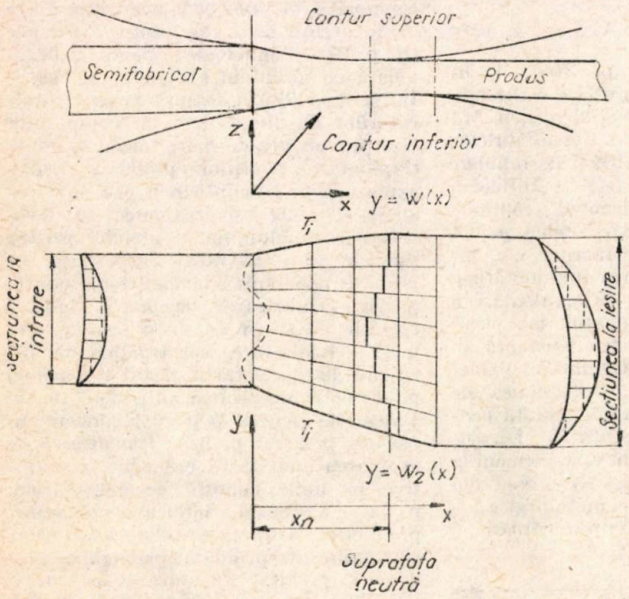


Fig. 7. Configurația zonei de deformare în cazul laminării profilului cu secțiunea în aripă

corespund ratei minime a energiei totale a procesului. Al doilea program estimează tensiunile, forța de laminare, momentul de laminare, detaliile curgerii metalului prin simularea procesului laminării. Acesta este un program de interacțiune care permite utilizatorului să interacționeze cu un computer. Pentru evaluarea preciziei modelelor computerizate s-au efectuat laminări experimentale la temperatura ambiantă pe un oțel carbon și izotermic la temperaturi ridicate pe aliajul de titan Ti-6Al-4V.

Concluzii

Avantajul principal al folosirii sistemului PrAC/PAC constă în posibilitatea construirii așa-numitei „întreprinderi pilot" pe calculator. Pornind de la o anumită piesă, proiectantul poate dezvolta pas cu pas scula și mașina și totodată poate să procedeze la modificări asupra procesului.

În această etapă de dezvoltare a sistemului este posibil să se estimeze tensiunile de deformare, presiunea medie, sarcina totală de deformare și sarcina medie în majoritatea proceselor de deformare. Tehnologiile care necesită cercetări și dezvoltări suplimentare includ simularea curgerii metalului pentru proiectarea optimă a fazelor de deformare consecutive aplicate în fabricație de produse complexe. Unele realizări importante în această direcție s-au obținut prin folosirea analizei elementului finit în procesele de deformare plastică.

În consecință, se poate menționa că sistemul PrAC/PAC va cunoaște o continuă creștere în aplicațiile sale în procesele de deformare plastică. În fază inițială sistemul PrAC/PAC se va folosi în proiectare și în prelucrare pe mașini-unelte cu comandă numerică (NC), după care posibilitățile acestui sistem vor fi programate pentru : calculul tensiunilor și sarcinilor pentru deformare ; proiectarea profilului preformei pentru piese relativ simple folosind simularea curgerii metalului ; într-o etapă ulterioară este de așteptat să fie realizată simularea curgerii tridimensionale a metalului și proiectarea unor piese de forme complexe. În plus, se va obține o îmbunătățire a folosirii materialului prin optimizarea geometriei preformei, prin simulare pe calculator.

BIBLIOGRAFIE

[1] Akgerman, N., Lahoti, G. D. și Altan, T. *Computer — Aided Roll Pass Design in Rolling of Airfoil Shapes.* In : Journal of Applied Metalworking, S.U.A., vol. 1, nr. 3, 1980, p. 30—40.

[2] Altan, T. și Oh, S. I. *CAD/CAM of Tooling and Process for Plastic Working,* Advanced Technology of Plasticity, Tokyo. Vol. 1, 1984, p. 531—535.

[3] Altan, T. *Computer-Aided Design and Manufacturing of Hot Forging Dies.* In : J. of Applied Metalworking, S.U.A., vol. 2, nr. 2, 1982 p. 77—85.

[4] Schmeling, F. *Computer-Aided Roll Pass Design and Manufacturing.* In : Stahl und Eisen, R.F.G., vol. 102, 1982, p. 171—180.

[5] Kopp Reiner, și Arfmann, G. *The Application of CAD/CAE/CAM from the Viewpoint of Plastic Working Technology.* Advanced Technology of Plasticity, Tokyo, vol. 1, 1984, p. 480—494.

[6] Kozono Haruo. *Integrated CAD/CAM System for Rolls, Tools and Steel Products.* Advanced Technology of Plasticity, Tokyo, vol. 1, 1984, p. 503—507.

[7] Oh, S., I. și Kobayashi, S. *Finite Element Formulation of the Analysis of Plastic Deformation of Rate —*

Sensitive Materials for Metal Forming. Metal Forming Plasticity IUTAM Symposium, Tutzing, R.F.G, 1978, p. 273–280.

[8] Gunasekera, J. S. *Computer Aided Process Modeling of Hot Forging and Extrusion of Aluminium Alloys*, Annals of the CIRP, vol. 31, nr. 1, 1982, p. 131–135.

[9] Hiroshi Ona şi alţii. *A Computer Aided Design System for Cold Roll Forming.* Advanced Technology of Plasticity, Tokyo, vol. 1, 1984, p. 508 – 511.

[10] Avitzur, B. În: *Metal Forming, Processes and Analysis.* New York, Robert Krieger Publishing Company, New York, 1979.

[11] Wusatowski, Z. *Bazele laminării*, Bucureşti, Editura tehnică, 1972.

[12] Hoffman, O. şi Sachs, G. *Introduction to the Theory of Plasticity for Engineers.* New York, McGraw-Hill Book Company, 1953.

[13] Telikov, A. şi Smirnov, V. *Rolling Mills*, New York, Pergamon Press, 1963.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 3, 1986

Conducerea automată a proceselor şi producţiei în cadrul reutilării tehnice a siderurgiei, p. 1 — Volumul raţional al automatizării producţiei de pelete metalizate în cuptoare cu cuvă, p. 6 — Utilizarea calcarului tratat cu fluorină la fabricarea peletelor tratate cu fondanţi din concentratele din cariera minieră şi de îmbogăţire de la Sokolov-Sarbaisk, p. 14 — Conducerea celei de-a doua etape de elaborare a oţelului la afinarea în convertizoare a fontei fosforoase, p. 22 — Îmbunătăţirea eficienţei afinării oţelului în afara cuptorului, p. 25 — Legităţile fizico-chimice ale interacţiunii cuprului şi sulfului în topitura de fier la prelucrarea cu zgură cu sulfuri, p. 29 — Suflarea cu gaze inerte a oţelului în oală prin orificiul de turnare al închizătorului cu sertar, p. 32 — Îmbunătăţirea eficienţei procedeului de recirculare a oţelului supus vidării, p. 34 — Tratarea în afara cuptorului a oţelului Martin, destinat turnării continue, p. 39 — Interacţiunea refractarelor şi a zgurelor bazice la vidarea oţelului, p. 41 — Tratamentul metalului în afara cuptorului în întreprinderile din ţările socialiste, p. 42 — Instalaţie de televiziune pentru controlul proceselor care se desfăşoară la temperaturi înalte în cuptoarele de topit oţel, p. 43 — Sistem automatizat de comandă a proceselor tehnologice de retopire electrică sub zgură, p. 45 — Experienţa avansată cu privire la elaborarea aliajelor silicioase, p. 47 — Alegerea schemei de fabricaţie a ţaglelor bimetalice pentru ţevi, din lingouri retopite electric sub vid, p . 51 — Perfecţionarea tehnologiei de fabricaţie a tablei groase pe laminorul de 2800, p. 54 — Asimilarea regimurilor de economisire a energiei la laminarea pe liniile de laminare a benzilor late, p. 57 — Experienţa creşterii preciziei de laminare la laminoarele pentru profile mari, p. 59 — Perfecţionarea specializării producţiei de semifabricate obţinute pe laminoare degrosisoare, p. 62 — Construcţii raţionale de caje de lucru la laminoarele de profile mijlocii, p. 63 — Experienţa funcţionării şi perfecţionării utilajelor din secţiile de acoperire, p. 68 — Îmbunătăţirea calităţii ţevilor din oţeluri rezistente la coroziune, în procesul de fabricaţie a acestora, p. 70 — Influenţa condiţiilor de trefilare asupra formării unei acoperiri de alamă pe sîrma pentru cord metalic, p. 73 — Sudarea cap la cap prin rezistenţă a sîrmei din oţel aluminiu, cu formarea cusăturii, p. 76 — Problemele studiului materialelor în siderurgie, în legătură cu tendinţele actuale ale dezvoltării tehnologiei construcţiei de maşini, p. 79 — Procedee eficiente de fabricaţie a laminatelor durificate termic, p. 85 — Oţeluri şi aliaje rezistente la coroziune şi la temperaturi înalte, p. 87 — Influenţa structurii asupra stabilităţii termice a oţelurilor rapide R6M5 şi R6M5K5, p. 89 — Elaborarea tehnologiei de mărunţire a pulberii de oţel rapid, p. 92. Recoacerea nedecarburantă a ţevilor în cuptorul continuu cu role, în atmosferă de protecţie cu azot şi hidrogen, p. 101 — Sistem de calcul informaţional cu microprocesoare, pentru evidenţa şi controlul resurselor energetice, p. 104 — Utilizarea apelor reziduale, rezultate de la producţia de tablă laminată, la granularea zgurelor de furnal, p. 107.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 7, 1986

Statistică şi drept, p. 309 — Utilizarea sîrmei laminate cu răcire controlată într-o uzină de trefilare a sîrmei, p. 313 — Sîrmă laminată din semifabricate turnate continuu, cu calităţi de refulare şi de trefilare slabe, p. 317 — Influenţa segregărilor de la turnarea continuă asupra proprietăţilor materialelor, p. 323 — Utilizarea rezervelor tehnice ale instalaţiilor siderurgice prin îmbunătăţirea ulterioară a rezistenţei în exploatare a acestora, p. 333 — Aplicarea metodelor simulării la măsurile de rezistenţă în exploatare, p. 339 — Oţelăriile Peine-Salzgitter AG, p. 345 — Sesiunea de specialitate asupra sîrmei, ţinută pentru prima dată în localitatea Düsseldorf, p. 353 — Studenţii vest-germani la studii în străinătate, p. 75 — Nou din trecut : situaţia industriei metalurgice a unor ţări. Mexicul ca ţară producătoare de oţel, p. 84

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 8, 1986

Progresul tehnic — competiţie mondială şi piaţă a muncii naţionale, p. 359 — Aptitudinea de îmbinare prin presare a tablei din oţel de rezistenţă superioară, p. 363 — Reducerea duratelor de exploatare în cadrul prelucrării tablei, la serii medii şi mici, p. 371 — Analiza hidrogenului în probele de sudură în condiţiile reducerii tensiunilor, p. 373 — Determinarea continuă a mărimii grăunţilor în banda lată laminată la rece din oţel austenitic inoxidabil, p. 377 Conducerea procesului în vederea realizării unei calităţi optime, la forjarea liberă, p. 383 — Corelaţia dintre compoziţia fontei, cantitatea de var şi durabilitatea convertizoarelor, la elaborarea oţelului prin procedeul LD, respectiv prin procedeul combinat de suflare, p. 389 — Conjunctura pieţei transporturilor, p. 399 — A 44-a Sesiune Krefeld, p. 79 — Nou din trecut : situaţia industriei metalurgice a Chinei, p. 86.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 4, 1986

Dispozitiv pentru măsurarea intensităţii funcţionării furnalului, p. 11 — Situaţia sistemului de răcire şi de căptuşire a furnalului după elaborarea a 27 mil. t fontă, p. 12 — Durificarea cu aliaje compozit a pieselor de la noile dispozitive de încărcare fără con pentru furnalele tip, p. 15 — Tehnologie eficientă de dezoxidare cu aluminiu a oţelului, p. 18 — Influenţa calităţii deşeurilor asupra indicatorilor de funcţionare ai cuptoarelor electrice cu arc de mare tonaj, p. 20 — Exploatarea bolţilor protejate contra exploziei de la cuptoarele pentru feroaliaje, p. 22 — Dezoxidarea cu ferosilicomanganaluminiu a oţelului pentru şine, p. 25 — Livrarea diferenţiată pe grupe de rezistenţă a laminatelor fasonate, p. 26 — Fabricarea de profile îndoite speciale de fixare a foliilor pentru sere, p. 27 — Elaborarea construcţiilor de răcitoare la accelerarea răcirii rulourilor, p. 30 — Modernizarea utilajului de la agregatele pentru ţevi cu laminoare în pas de pelerin, p. 32 — Planificarea şi evaluarea activităţii economice productive în noile condiţii de gospodărire, p. 34 — Aprecierea influenţei volumului producţiei asupra costului producţiei-marfă din întreprinderile prelucrătoare de deşeuri, p. 36 — Mecanizarea activităţii şi automatizarea producţiei în întreprinderile metalurgice, p. 37 — Îmbunătăţirea condiţiilor de muncă în secţia de laminare a tablei nr. 3 de la Combinatul metalurgic Karaganda, p. 39 — Îmbunătăţirea condiţiilor de muncă în secţia de laminare nr. 3 de la combinatul metalurgic Makeev, p. 39 — Organizarea utilizării multiple a propunerilor de raţionalizare în direcţiile speciale ale trustului „Ukrenergocermet", p. 40.

Determinarea rezistenței la uzare prin frecare mecanică și abrazivă a aliajelor turnate

Dr. ing. I. Chira
Institutul politehnic—București

CZ : 669.018.28

Rezistența la uzare a materialelor metalice se determină fie teoretic (indirect) pe baza unor coeficienți sintetici (care cumulează valorile principalelor caracteristici mecanice și structurale ale materialului respectiv analizat : duritatea, modulul de elasticitate, rezistența de rupere la tracțiune, gradul de dispersie al fazelor și mărimea forțelor de adeziune dintre acestea etc.), fie experimental (direct) prin măsurarea comparativă a uzurii realizate ca urmare a unui anumit tip preponderent de frecare (mișcare).

Determinările referitoare la rezistența la uzare (mărimea uzurii) nu sînt măsurători propriu-zise ale unei anumite mărimi fizice, ci numai rezultate de încercări (probe pe diferite modele, cu diverse grade de similitudine) și aprecieri calitative asupra comportamentului unui anumit material supus uzării în condițiile specifice de frecare ale cercetării respective ; deci rezistența la uzare nu este o caracteristică intrinsecă a materialului luat în studiu, care să poată fi exprimată în unități de măsură absolute, universal valabile, ci depinde în mod categoric și de felul solicitării și de mărimea intensității acestora. Cu alte cuvinte, același material metalic are o comportare bună la uzare sau este necorespunzător în funcție de cupla de frecare și modul de solicitare, deci este indicat numai pentru o anume utilizare, cu valori ale parametrilor de exploatare cuprinse în limite bine stabilite.

Din această cauză apare necesitatea precizării detaliate a condițiilor de încercare utilizate de fiecare dată cînd sînt prezentate valori ale rezistenței la uzare ale diferitelor materiale metalice cercetate [1].

În cadrul Catedrei de turnătorie-forjă a Facultății de metalurgie — Institutul politehnic—București, au fost efectuate cercetări în domeniul materialelor metalice turnate rezistente la uzare și au fost realizate o serie de instalații tribometrice în scopul fie al determinării mărimii uzurii (uzurometre), fie pentru măsurarea coficientului de frecare (fricțiometre).

Mărimea uzurii specifice (pierderile specifice în greutate, $g/cm^2 \times h$) s-a determinat în condițiile unei frecări abrazive (cupla metal încercat/material abraziv), frecări mecanice, uscate (cupla metal încercat/metal martor) și frecări mecanice și abrazive (cupla metal încercat/abraziv/metal martor). În scopul utilizării acetor instalații realizate la I. P. B. și la alte cercetări tribometrice, se prezintă în continuare caracteristicile tehnico-funcționale ale acestora.

Determinarea rezistenței la uzare prin frecare abrazivă

Uzurometrul tip MU2 — CTF echipat cu o cuplă IV-1-a (cuplă cinematică inferioară cu un contact aparent după o suprafață plană ; v. și STAS R 8069—67 „Încercările metalelor. Încercarea la uzare. Clasificare. Terminologie" — elaborat de Academia R.S.R., Centrul de

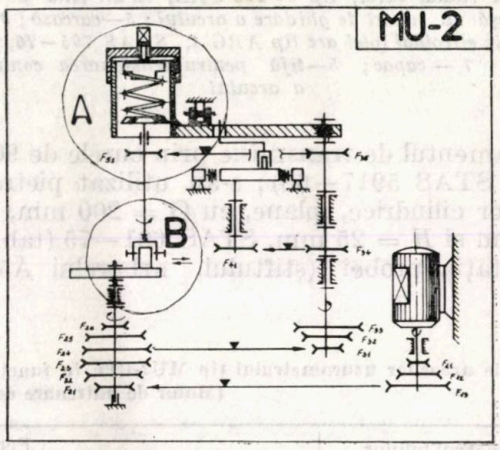


Fig. 1. Schema cinematică a uzurometrului tip MU 2 — CTF : *A — dispozitivul de încercare al știftului încercat ; B — cupla tip IV-1-a, știft metalic încercat/disc martor abraziv*

Mecanică Solidă) formată din știftul încercat și un disc abraziv (piatră de polizor) duce la obținerea unei uzări abrazive pure, de tipul metal încercat/material abraziv monolit.

În figura 1 este prezentată schema cinematică din care rezultă și modul de funcționare, iar în figurile 2 și 3 sînt indicate construcția dispozitivului de modificare a valorii forței normale de apăsare a știftului încercat pe discul abraziv F_p și respectiv diagrama experimentală de etalonare pentru determinarea constantei elastice a arcului 6.

Instalația este similară aparatului clasic tip BÖHME din laboratoarele de încercări ale materialelor de construcții (v. și STAS 5501—68 „Determinarea uzurii prin șlefuire în stare uscată cu ajutorul abrazivilor. Încercări de laborator pe pietre artificiale").

Rezultă următoarele caracteristici tehnico-funcționale : turația discului abraziv (arborele A2) de : 530, 965 sau 1 573 rot./min (pentru

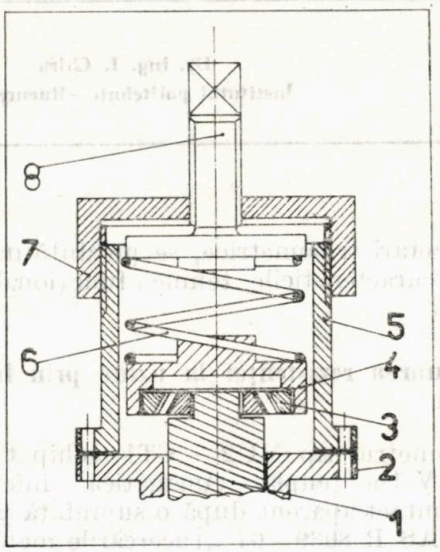


Fig. 2. Dispozitiv de modificare a forţei normale de încărcare a ştiftului: *1 — tija port-probei; 2 — braţ oscilant; 3 — rulment radial-axial, tip 30 205 URB, cu un rînd de role; 4 — bucşă cu suport de ghidare a arcului; 5 — carcasă; 6 — arc cilindric elicoidal (oţel arc tip ARC 4, STAS 795—76, tratat termic); 7 — capac; 8 — tijă pentru tensionarea controlată a arcului*

randamentul de transmisie prin curele de 90%; v. şi STAS 5917—68); s-au utilizat pietre de polizor cilindrice, plane, cu Ø = 200 mm, d = 20 mm şi H = 25 mm, STAS 601—75 (tab. 1); — rotaţia probei (ştiftului, arborelui A5) în jurul axei de simetrie între 145 şi 2 165 rot./min); forţa normală de apăsare a ştiftului pe discul abraziv între 1 şi 80 daN (reglată prin ten-

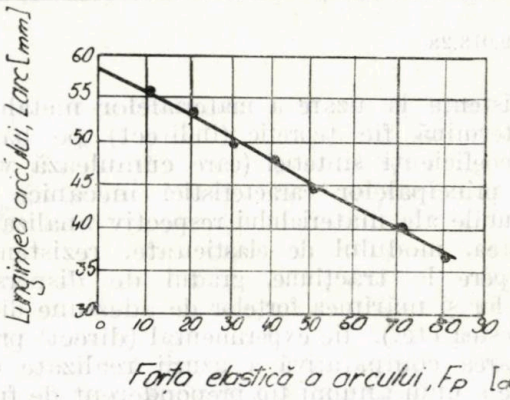


Fig. 3. Diagrama de etalonare a arcului

sionarea controlată a arcului cilindric elicoidal 6; anterior, la o presă hidraulică cu ulei din componenţa trusei pentru încercările amestecurilor de formare, s-a etalonat arcul prin măsurarea săgeţii în funcţie de forţa axială de strîngere); presiuni specifice ştift-disc abraziv între 0,141 şi 11,318 daN/cm² (pentru ştift cu Ø 30 mm); mişcări alternante tip du-te-vino ale braţului port-probă între 45 şi 115 mişcări/min, pe o coardă de semicerc de 70—95 mm; vi-

Tabelul 1

Turaţiile arborilor uzurometrului tip MU2-CTF în funcţie de diametrul fuliilor şi perechea de fulii care realizează transmisia (Motor de antrenare de 1,1 kW/380 V, cu n = 1 430 rot./min)

Diametrul fuliilor, mm	Perechea de fulii şi turaţiile arborilor, rot./min				
	A1	*A2*	*A3*	*A4*	*A5*
F11—70	1430 (F11, F12, F13)	1573 (F13—F21)	2674 (F24—F31)	2406 (F34—F41)	2165 (F35—F51)
F12—90			1112 (F25—F32)	1000 (F34—F41)	900 (F35—F51)
F13—110			531 (F26—F33)	478 (F34—F41)	430 (F35—F51)
F21—90		965 (F12—F22)	1640 (F24—F31)	1476 (F34—F41)	1328 (F35—F51)
F22—120			682 (F25—F32)	614 (F34—F41)	553 (F35—F51)
F23—170			326 (F26—F33)	293 (F34—F41)	264 (F35—F51)
F24—170		530 (F11—F23)	901 (F24—F31)	811 (F34—F41)	730 (F35—F51)
F25—110			375 (F25—F32)	338 (F34—F41)	304 (F35—F51)
F26—60			179 (F26—F33)	161 (F34—F41)	145 (F35—F51)
F31—90					
F32—140					
F33—160					
F34—80					
F35—70					
F41—80					
F51—70					

teza relativă ştift-disc între 2,77 şi 16,47 m/s ($v = \omega . R$ pentru R între 50 şi 100 mm şi n între 530 şi 1 573 rot./min).

Discurile abrazive sînt din electrocorund (corindon) cu liant ceramic (bachelită), fabricaţie CARBOCHIM — Cluj-Napoca, cu următoarele caracteristici: discul D I, granulaţie fină (250/60 pînă la 125/100) şi duritate III (tare); discul D II, granulaţie mare (2 300/8 pînă la 700/24) şi duritate II (mijlocie).

Determinarea rezistenţei la uzare prin frecare mecanică uscată şi abrazivă

Instalaţia tip MU3—CTF a fost proiectată şi construită cu scopul realizării unei frecări mecanice abrazive (cupla *A*, fig. 4: ştift încercat/abraziv/bucşă martor) şi hidroabrazivă (cupla *B*: ştifturi încercate/emulsie hidroabrazivă) [2].

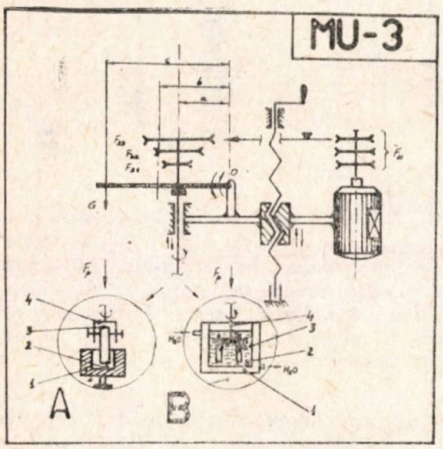


Fig. 4. Schema cinematică a uzurometrului tip MU3 —CTF: *A — cupla tip IV-3-a pentru frecarea mecanică-abrazivă (1 — bucşă; 2 — abraziv; 3 — ştift încercat; 4 — port-proba)*: *B — cupla pentru frecare hidroabrazivă (1 — cuvă; 2 — barbotină pentru uzarea hidroabrazivă; 3 — epruvete de încercat; 4 — port-probe)*

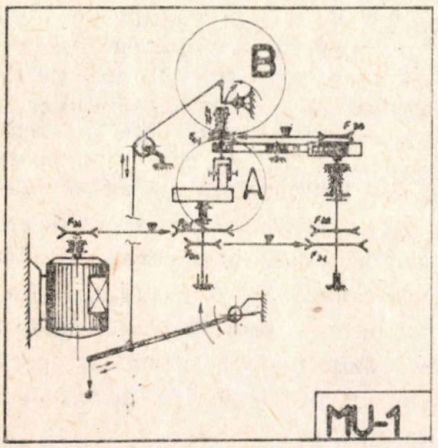


Fig. 5. Schema cinematică a uzurometrului tip MU1 — CTF: *A — cupla tip IV-1-a; B — dispozitivul de modificare a forţei de încărcare normală pe ştiftul încercat*

Uzurometrul este echipat cu un motor de 0,75 kW/380 V cu 2 790 rot./min; pentru F11 = 85 mm diametrul primitiv şi F21 = 190 mm, F22 = 240 mm şi F23 = 270 mm la dispozitivul port-probă se obţin turaţiile (arborele A2): 790,889 şi 1 123 rot./min.

Pentru $a = 100$ mm, $b = 200$ mm şi $c = 600$ mm la $G = 10$ daN se obţin forţe F_p de apăsare a dispozitivului port-probă (din ecuaţiile de momente faţă de punctul 0), între 20 şi 60 daN, ceea ce pentru ştifturi cu diametre între 20 şi 40 mm duce la presiuni specifice de: 1,592, 4,777, 6,366 şi respectiv 19,098 daN/cm^2.

Pentru cupla tip *B*, suportul de prindere al epruvetelor încercate (bare cilindrice cu 30 mm diametru şi lungi de 10 mm) are $R = 110$ mm, ceea ce duce, pentru cele trei turaţii ale arborelui de 790,889 şi 1 123 rot./min, la viteze relative ale ştifturilor în emulsia abrazivă de 9,10, 10,24 şi respectiv 12,93 m/s (se încearcă simultan pentru epruvete, una etalon şi trei de cercetat).

Pentru realizarea barbotinei abrazive se pot utiliza amestecuri volumice (1 : 1) apă-nisip cuarţos sau (1 : 0,5) soluţie silicat de sodiu — pilitură de fier.

Alte caracteristici constructive: capacitatea bazinului cu barbotină abrazivă (pentru cupla *B*): 9,93 dm^3; cursa suportului culisant central: 250 mm; distanţa între axele arborilor A1—A2 : 375 mm; dimensiuni de gabarit: (600 × 520 × 850 mm); greutate: 50 daN.

Determinarea rezistenţei la uzare prin frecare mecanică uscată

Uzurometrul tip MU1 — CTF cu o cuplă tip IV-1-a modificată (IV — cuplă cinematică inferioară cu contact după o suprafaţă plană; grupa 1 — cu un contact aparent; categoria a — mărimea suprafeţei de acoperire, generată în urma realizării mişcării relative între ştiftul încercat/discul metalic martor) este echipat cu un motor de 0,8 kW/380 V şi 650 rot./min, care asigură arborilor A1—A4 turaţiile indicate în tabelul 2; schema cinematică este prezentată în figura 5 [3], [4].

Limitele de variaţie ale unora dintre principalii parametri funcţionali sînt: turaţia discului martor 2 (Ø = 200 mm, $H = 15$ mm, executat din oţel manganos marca T105 M120, STAS 3 718—63) între 310 şi 615 rot./min; rotaţia probei *1* în jurul propriei axe (pentru realizarea unei uzări uniforme a secţiunii transversale şi uniformizarea temperaturilor ca urmare a frecării) între 40 şi 212 rot./min; ştifturile pot avea diametre între 10 şi 40 mm şi înălţimi de la 20 la 60 mm; numărul de mişcări alternante tip du-te-vino ale braţului port-probă (mişcarea *c*, fig. 6) între 33 şi 38 mişcări/min, pe o coardă de semicerc de 80 . . . 115 mm, cu o variaţie a vitezei relative ştift/disc de 1,62 . . . 6,44 m/s (considerînd $v = \omega \cdot R$

Tabelul 2

Turaţiile arborilor uzurometrului tip MU1 — CTF, în funcţie de perechea de fulii Fin — Fjm

Diametrul fuliilor, mm	Turaţiile arborilor *A1—A4*, rot./min			
	A1	*A2* (disc martor)	*A3*	*A4* (proba încercată)
F11—50	650 (F11)	310 (F11—F21)	74 (F22—F31)	40 (F33—F41)
F21—100 F22—50			98 (F22—F32)	53 (F33—F41)
F31—200 F32—150 F33—40		615 (F11—F22)	292 (F21—F31)	158 (F33—F41)
F41—70			390 (F21—F32)	212 (F33—F41)

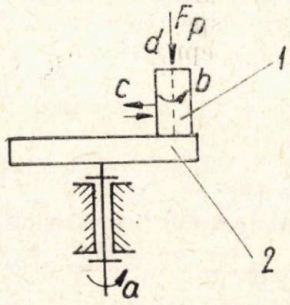


Fig. 6. Detaliul A al cuplei de frecare tip III-1-a metal încercat/metal etalon: *1 — cilindru epruvetă de încercat (ştift, bolţ)*; *2 — disc din oţel manganos*; *a — rotaţia discului*; *b — rotaţia epruvetei*; *c — mişcare alternantă du-te-vino a epruvetei*; *d — apăsarea probei de disc*

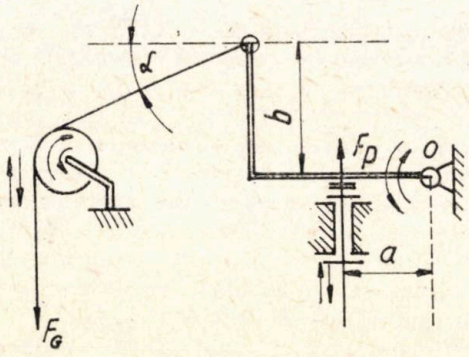


Fig. 7. Detaliul *B* al dispozitivului de realizare a modificării valorii forţei F_p de apăsare a probei pe suprafaţa discului cu care realizează frecarea de alunecare uscată, metal/metal

pentru R între 50 şi 100 mm şi n între 310 şi 615 rot./min); forţa F_G de la 5 la 27 daN pentru $G = 4{,}5$ daN şi L max $= 600$ mm; pentru valorile $\alpha = 15°$, $a = 40$ mm, $b = 60$ mm şi randamentul de înfăşurare pe scripete de 20%, se obţin pentru F_p (forţa de apăsare pe port-probă) valori între 2,68 şi 14,48 daN (fig. 7); corespunzător forţei F_p se obţin presiuni specifice la frecarea ştiftului pe disc de: 0,213, 0,853, 1,152 şi 4,609 daN/cm² la diametre ale probelor încercate de 20 pînă la 40 mm.

Determinarea coeficientului de frecare

În acest scop a fost construit fricţiometrul tip MU4—CTF; schema cinematică de bază a acestui tribometru complex a fost elaborată la Centrul de Mecanică Solidă al Academiei R.S.R., instalaţii similare fiind realizate la o serie de institute centrale de cercetări şi laboratoare uzinale (fig. 8) [5].

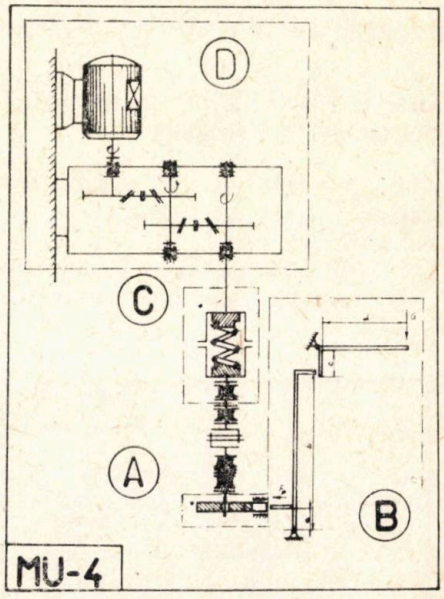


Fig. 8. Schema cinematică a fricţiometrului tip MU4 — CTF: *A — cupla de frecare tip III-1-a*; *B — sistemul de modificare a forţei normale de încărcare*; *C — dispozitivul de măsurare a coeficientului de frecare, de alunecare, cinetic* μ_{ak}; *D — blocul de realizare a mişcării de rotire a axului rolei (reductor cu două trepte de viteză, cu roţi dinţate cilindrice)*

Cu ajutorul acestui tip de tribometru complex s-au efectuat cercetări fundamentale privind calorimetrarea proceselor de uzare şi determinări de precizie ale coeficientului de frecare în condiţiile frecării onctuoase (limită), mixte (semifluidă) şi fluide cu lubrifiere hidrodinamică.

Instalaţia realizată la Catedra de turnătorie-forjă — I.P.B. este prevăzută cu un bloc micrometric pentru măsurarea instantanee a uzurii elementelor cuplei în funcţie de modificarea geometriei acestora, precum şi cu un dispozitiv de măsurare directă a temperaturii suprafeţelor în frecare, care apoi poate fi comparată cu temperatura teoretică calculată pe baza calorimetrării procesului de frecare; schimbarea naturii mediului în care se produce frecarea şi calorimetrarea procesului de frecare-uzare se pot executa prin plasarea cuplei de frecare într-un bazin metalic etanş, cu pereţi dubli, prevăzut cu un sistem de circulaţie închis al apei de răcire.

Fricţiometrul este dotat cu trei tipuri de cuple de frecare, şi anume:

a) cuplă tip III-1-a (cuplă cinematică inferioară cu contact după suprafaţa cilindrică), rolă martor — sabot încercat, cuplă iniţiată de A. J. AMSLER, cunoscută în tribometrie sub această denumire şi intens folosită în studiile de frecare-uzare prin mişcare de alunecare (fig. 9);

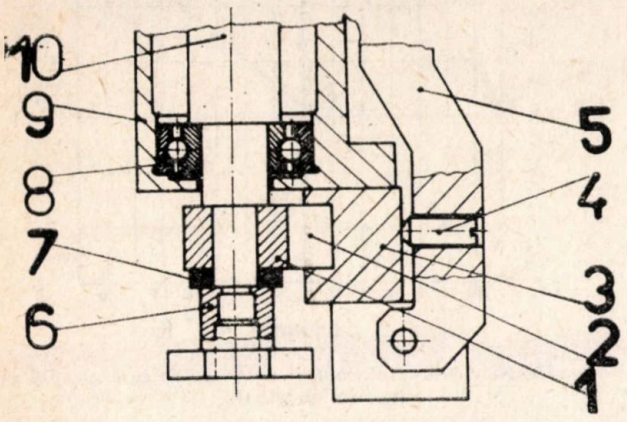


Fig. 9. Cupla tip AMSLER (III-1-a): *1 — rolă martor; 2 — sabot încercat; 3 — port-probă; 4 — şurub pentru echilibrare; 5 — pîrghie; 6 — piuliţă; 7 — şaibă; 8 — rulment radial cu bile; 9 — carcasă; 10—ax antrenare rolă*

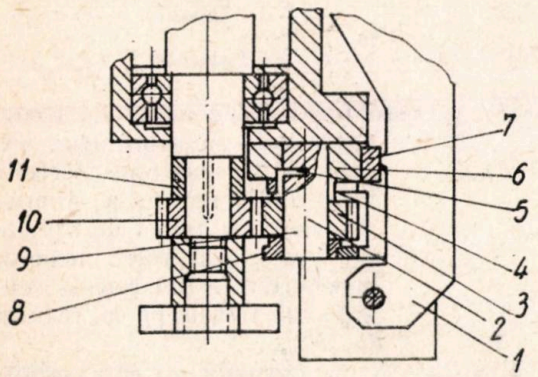


Fig. 10. — Cuplă II-5-f: *1 — pîrghie de încărcare; 2 — ax secundar de antrenare cu ştift de blocare; 3 — roată dinţată de încercat Z = 14, cu ştift de blocare; 4 — bucşă ghidare; 5 — cui cilindric Ø2 pentru blocare ax secundar; 6 — şaibă de încărcare; 7 — sabot de încărcare; 8 — corp cu urechi glisant 9 — ştift de blocare; 10 — roată dinţată martor Z = 14; 11 — şaibă de distanţare*

b) cuplă tip II-5-f (cuplă cinematică superioară cu contacte punctiforme şi liniare — tip angrenaj cilindric), realizată din roată dinţată de încercat—roată dinţată martor; cupla este exclusiv destinată cercetării tratamentelor termice de suprafaţă şi termochimice (fig. 10);

c) cuplă tip II — 1-a (cuplă cinematică superioară cu contacte liniare — tip S. A. E. = Society of Automotive Engineers) adică rolă martor de acţionare — rolă încercată antrenată fie prin frecare, fie prin angrenaj cilindric; această cuplă utilizată pentru studiul frecării în lubrimetre stă la baza maşinilor clasice tip MICHELIN şi GRIF.

Pentru elementele cuplei tip III-1-a rolă martor/sabot încercat, dimensionate conform schiţelor din figura 11, în figura 12 se prezintă schema de calcul a suprafeţei geometrice aparente de contact A; astfel pentru R=11,5 mm, $h_{rolă} = 15$ mm, $l = 17$ mm şi $\alpha = 95°30'$ se obţine $A = 288$ mm^2 = 288 cm^2, deci o presiune specifică $P_s = F_p/A = 96 \cdot G/A = 33{,}33 \cdot G$ [daN/cm^2]. Considerînd G_{min} = 0,005 daN şi G_{max} = 0,75 daN, se obţin presiuni specifice între 0,1666 şi 24,997 [daN/cm^2].

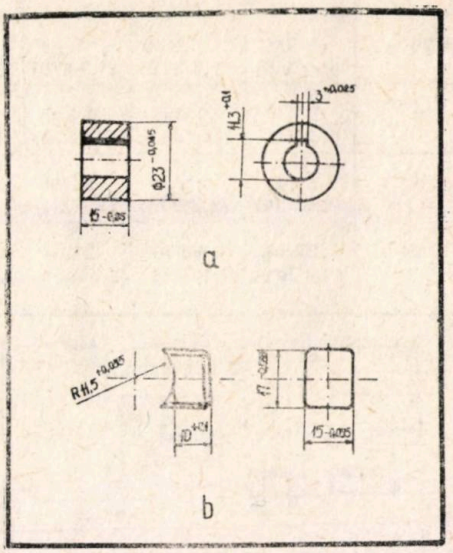


Fig. 11. Forma şi dimensiunile componentelor cuplei tip III-1-a: *a — rolă martor; b — sabot încercat*

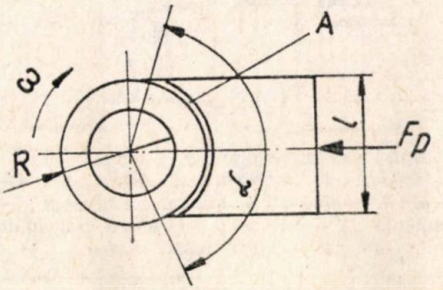


Fig. 12. Suprafaţa teoretică de contact a cuplei tip III-1-a

În tabelul 3 se indică valorile turaţiei rolei şi ale vitezei periferice relative de alunecare ($R_{rolă}$ = 11,5 mm); rotaţia minimă este de 616 rot./min, cu v = 0,7 418 m/s, iar cea maximă de 2 840 rot./min, cu v = 3,420 m/s.

La această instalaţie au fost efectuate încercări pentru etalonarea lanţului cinematic în vederea determinării constantei fricţiometrului K_{ap}, care să permită măsurarea experimentală a coeficientului de frecare, de alunecare, cinetică, μ_{ak}; pentru acesta s-a efectuat o etalonare dinamometrică a arcului cilindric elicoidal al cuplajului electric special, inclus în lanţul cinematic al fricţiometrului (fig. 13, *4*), stabilindu-se funcţia $F_d = f(\alpha°d)$ (fig. 14 şi 15),

Tabelul 3

Turația rolei și viteza periferică în zona de frecare a cuplei tip III-1-a, la frictiometrul MU4 – CTF ($z_{31} = 24$ dinți)

Roată dințată motoare Z_{111}, nr. de dinți	Turația rolei, rot./min (viteza periferică pentru $R = 11{,}5$ mm, m/s)			
	$Z_{21}=26$ și $Z_{22}=30$	$Z_{21}=31$ și $Z_{22}=25$	$Z_{21}=28$ și $Z_{22}=28$	$Z_{21}=36$ și $Z_{22}=20$
$Z_{111}=18$	1280 (1,5 414)	925 (1,1 139)	1110 (1,3 367)	616 (0,7 418) v_{min}
$Z_{112}=24$	1 708 (2,0 569)	1 230 (1,4 812)	1 480 (1,7 823)	820 (0,9 875)
$Z_{113}=30$	2 135 (2,5 711)	1 495 (1,8 003)	1 850 (2,2 279)	1 030 1,2 404)
$Z_{114}=36$	2 560 (3,0 829)	1 850 (2,2 279)	2 220 (1,6 734)	1 230 1,4 812
$Z_{115}=40$	2 840 (3,4 201)	1 970 (2, 3 724	2 470 (2,9 745)	1 370 (1,6 498) v_{max}

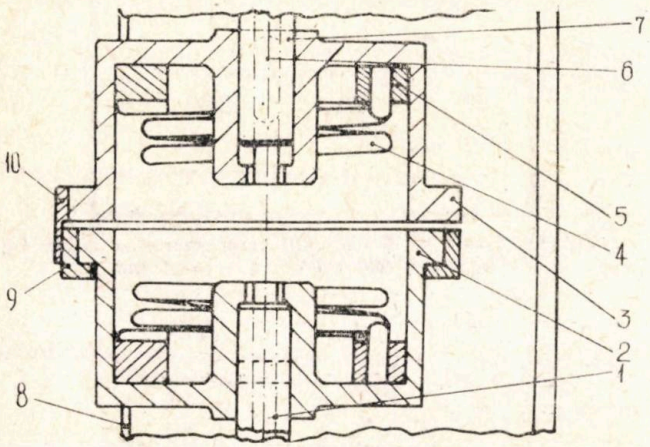


Fig. 13. Cuplaj elastic special: *1 — ax inferior; 2 — semicarcasă inferioară; 3 — semicarcasă superioară; 4 — arc cilindric elicoidal, etalonat; 5 — opritor arc superior; 6 — pană; 7 — ax superior; 8 — carcasă; 9 — bucșă gradată de la 0 la 360°; 10 — ac indicator martor*

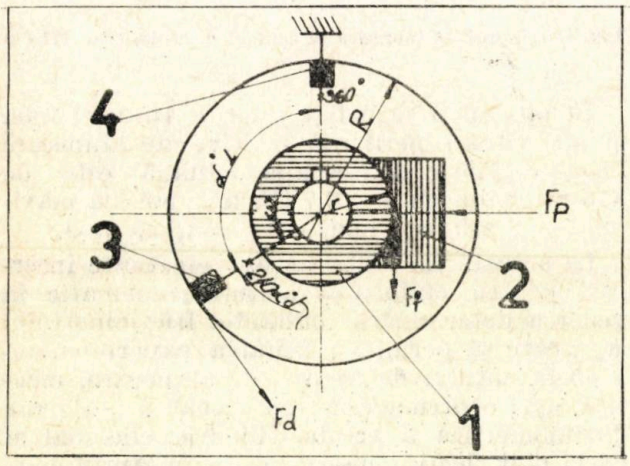


Fig. 14. Schema montajului de stabilire experimentală a funcției $F_d = f(\alpha^\circ d)$: *1 — rolă; 2 — sabot; 3 — opritor arc superior; 4 — opritor arc inferior*

cu axul superior de antrenare decuplat de reductorul de turații variabile și axul inferior blocat.

Utilizîndu-se o cuplă etalon, rolă (din OLC45, normalizat cu duritatea 170–210 *HB*, STAS

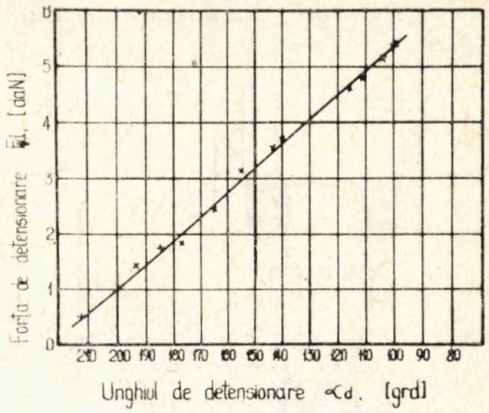


Fig. 15. Nomograma etalonării dinamometrice a arcului cilindric elicoidal

880–60) și sabot (din Fc200, detensionată), s-au efectuat o serie de măsurători pentru calculul constantei aparatului K_{ap}, din relația:

$$\mu_{aK} = K_{ap} \frac{F_{frecare}}{F_{alunecare}}$$

unde $F_{frecare}$ este forța tangențială de frecare între rolă și sabot (fig. 14);

$F_{frecare}$ — egală și de sens opus forței de tragere F_d (măsurată dinamometric), cu punct de aplicare pe exteriorul rolei, necesară scoaterii rolei din repaus (cînd sabotul freacă pe ea, încărcat cu $F_{incărcare}$);

$F_{incărcare}$ — forța normală cu care sabotul apasă pe rolă (forța F_p din fig. 14);

K_{ap} — constantă a aparatului, care include constanta elastică a arcului (detensionarea lui fiind proporțională cu F_d) și frecările din lagărele lanțului cinematic de transmisie a mișcării de rotație a rolei.

În final se consideră $F_{frecare} = F_{tragere} = K_{ap} \times K_{detensionare}$, unde forța de detensionare se determină grafic din curba de etalonare a arcului (fig. 15).

În tabelul 4 sînt indicate rezultatele operațiilor preliminare de etalonare efectuate pentru calculul constantei K_{ap}; rezultă (ca medie aritmetică) valoarea $K_{ap} = 4{,}286$.

Teoretic, din egalitățile ecuațiilor de moment ale forței de frecare (x—raza rolei) și forței de detensionare (x raza arcului) rezultă $K_{ap} = 2{,}434 \ldots 3{,}913$; considerînd că în medie frecările în

Tabelul 4

Determinarea constantei K_{ap} la fricțiometrul tip MU4 — CTF

Numărul determinării	Forța de încărcare, daN	Forța de tragere măsurată dinamometric		Coeficentul de frecare	Valoarea lui K_{ap}
		Din extremitatea rolei	Din extremitatea arcului (unghiul α)		
1	24 (96×0,25 daN)	2,242	0,523 (210°)	0,0 934	4,266
2	48 (96×0,50 daN)	19,488	4,567 (210°—120°C)	0,4 070	4,277
3	57,6 (96×0,60 daN)	22,580	5,256 (210°—100°)	0,3 920	4,295

lagăre majorează această constantă cu 5—15 % (lagăre cu rulmenți), rezultă $K_{ap\ teoretic} = K_{ap} \times (1{,}05 \ldots 1{,}15)$, deci $K_{ap} = 4{,}108 \ldots 4{,}99$. Prin urmare, $K_{ap,\ exp.} = 4{,}286$ se înscrie în limitele coeficientului determinat teoretic.

Forța de încărcare F_p se obține din relația

$$F_p = K \times G \quad [\text{daN}]$$

unde G este sarcina de încărcare variabilă, daN;

K — constanta de multiplicare a sistemului de încărcare cu pîrghii; constructiv s-a realizat $K = 96$.

Tot pentru măsurarea coeficientului de frecare, de alunecare, cinetic μ_{aK} s-a realizat și minifricțiometrul tip MU5-CTF, cu cuplă tip IV-1-c (contact între suprafețe plane), bucșă martor /bucșă încercată, cu frecarea pe

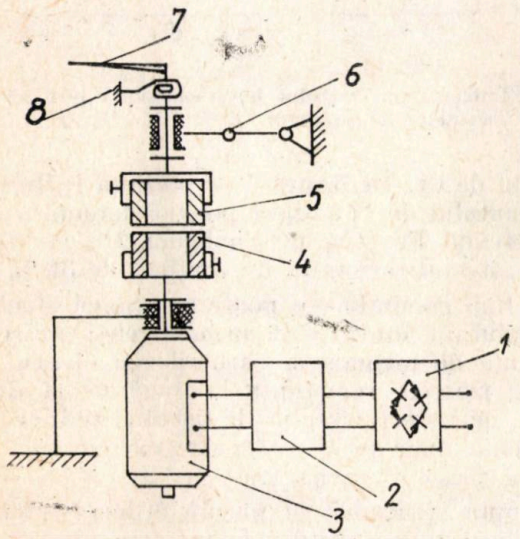


Fig. 16. Schema cinematică a minifricțiometrului tip MU 5 — CTF: *1 — celulă de redresare a curentului alternativ; 2 — potențiometru; 3 — minimotor electric de 4,5 V_{cc}/180 ture/min; 4 — rolă martor; 5 — rolă de încercat; 6 — stativ port-ax, care produce și forța constantă de încărcare $G = 0{,}237$ daN; 7 — ac indicator; 8 — arc elicoidal de rapel pentru acul indicator*

suprafețele plane laterale (fig. 16). Sînt utilizate bucșe înalte de 10 mm, cu diametrul exterior de 30 mm și cel interior de 16 mm. Etalonarea aparatului s-a realizat cu ajutorul unor perechi de bucșe (fontă cenușie/fontă cenușie, fontă cenușie/oțel laminat, fontă cenușie/bronz cu staniu turnat, fontă cenușie/aluminiu-siliciu turnat, fontă cenușie/aluminiu laminat și fontă cenușie/alamă laminată) pe baza relației:

$$\mu_{aK} = K_{ap} \times \beta^\circ$$

unde K_{ap} reprezintă constanta aparatului, care include constanta elastică a arcului elicoidal ce se detensionează prin frecarea dintre elementele cuplei și frecările din lagăre: β — unghiul de deplasare al acului indicator (lungimea scalei 110 mm cu valori directe ale lui μ_{aK} între 0,1 și 0,4 proporționale liniar cu valoarea lui β).

Etalonarea s-a efectuat atît static (alunecarea elementelor cuplei între ele pe plan înclinat sau prin tragere pe orizontală cu o forță dinamometrică), cît și dinamic, similar cu procedeele menționate anterior, la fricțiometrul tip MU4 — CTF. Aparatul este destinat în special cercetărilor referitoare la influența rugozității suprafețelor pieselor în frecare asupra coeficientului de frecare, de alunecare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Chira, I. *Cercetări cu privire la unele aspecte metalurgice ale rezistenței fontelor la uzare prin frecare uscată și abrazivă.* Teză de doctorat, Institutul politehnic București, 1983.

[2] Chira, I. *Mașină pentru aprecierea rezistenței la uzare abrazivă a materialelor metalice.* În: Metalurgia, R.S.R., 27, nr. 8—9, 1975, p. 456—458.

[3] Sofroni, L., Chira, I și Ripoșan, I. *Mașină pentru încercarea la uzare prin frecare uscată a fontelor destinate fabricării prin turnare a cilindrilor de laminor.* Comunicare la a VI-a Conferință Națională de Turnătorie, București, 1973.

[4] Sofroni, L., Ripoșan, I. și Chira, I. *Quelques idées concernant l'obtention des fontes traitées au graphite sphéroidal, résistant à l'usure et au choc thermique.* Comunicare la al 41-lea Congres Internațional de turnătorie, Liège, Belgia, 1974.

Ing. Istrate G., ing. Fl. Ştefănescu
Institutul politehnic-Bucureşti
dr. ing. Gh. Albiţă, ing. Irina Nedelescu
ing. S. Veliciu
Institutul de cercetări şi proiectări pentru utilaje şi piese de schimb-Bucureşti

Aspecte privind realizarea tehnologiei de producere a blindajelor din fontă aliată cu crom pentru morile de ciment

CZ : 621.741.2

Dintre fontele aliate destinate fabricării blindajelor, piese de mare uzură din industria cimentului, în scopul obţinerii unor produse cu performanţe înalte din punct de vedere al proprietăţilor fizico-mecanice, de o importanţă deosebită este alegerea optimă a compoziţiei chimice, alegere care trebuie să asigure : un grad de compactitate cît mai ridicat al pieselor turnate, o rezistenţă la abraziune sporită, o duritate ridicată, posibilitatea finisării pieselor turnate şi, respectiv, un tratament termic optim.

Blindajele se produc de obicei din oţel austenitic aliat cu magnan şi se folosesc pentru mori de ciment cu un diametru de maximum 3 m, unde dau rezultate bune. În condiţiile creşterii diametrului morilor, cerinţă a sporirii productivităţii şi reducerii consumului specific de combustibil în industria cimentului, blindajele din oţel austenitic manganos prezintă unele neajunsuri (spargeri premature şi deformări în timpul exploatării).

Spargerea prematură a blindajelor este provocată de prezenţa reţelei de carburi la marginea cristalelor de austenită, ceea ce duce la fragilizarea puternică a oţelului austenitic datorită slăbirii coerenţei intercristaline.

În cazul deformării, aceasta se produce datorită ecruisării suprafeţei de lucru provocate de şocurile produse de încărcătura morii (materialul de măcinat şi corpurile de măcinare), în zona acestei suprafeţe avînd loc transformări structurale, care determină o mărire a volumului specific. Tensiunile care apar duc la o deformare a blindajelor spre interiorul morii, ele provocînd în timpul funcţionării şi o rupere a şuruburilor datorită creşterii efortului de tracţiune. O aliere cu crom sau molibden (în cantităţi mici) permite într-o oarecare măsură suprimarea precipitărilor de carburi în reţea dar aceasta nu influenţează cu nimic fenomenul deformării plastice.

În scopul reducerii consumului specific de blindaje şi al îmbunătăţirii parametrilor tehnologici ai morilor de ciment (reducerea timpului de întrerupere pentru înlocuirea blindajelor, reducerea cheltuielilor pentru reparaţii, reducerea impurităţilor de material metalic în ciment etc), în lucrare s-a studiat alegerea unei compoziţii chimice optime a fontei, care să răspundă cerinţelor menţionate.

Aspectul particular al fontelor înalt aliate cu crom în ceea ce priveşte obţinerea unei rezistenţe la şoc cît mai mari, în condiţiile unei rezistenţe sporite la abraziune, impune ca acestea să aibă conţinutul de crom cuprins între 20 şi 30 %. În compoziţia chimică a fontei se mai găsesc : Mo, Ni, Si, Mn, V, Ti etc. Sistemul binar Fe—Cr prezintă o serie neîntreruptă de soluţii solide, cromul formînd cu carbonul carburi foarte stabile : carbura cubică Cr_4C ($Cr_{23}C_6$), carbura trigonală Cr_7C_3 şi carbura ortorombică Cr_3C_2. În sistemul ternar Fe—Cr—C apar şi carburi complexe foarte stabile cărora li se atribuie în general formulele $(Fe, Cr)_7C_3$ şi $(Fe, Cr)_3C$.

Se apreciază că, în fierul cu conţinut de carbon, cromul se repartizează 2/3 în carburi şi 1/3 în masa metalică de bază. Pentru evitarea transformării γ în aceste aliaje, cu creşterea conţinutului de C trebuie mărit mult şi conţinutul de Cr. În figura 1 se prezintă influenţa conţinutului de C asupra poziţiei domeniului γ în sistemul Fe—Cr, iar în figura 2 o secţiune prin sistemul ternar la un conţinut de 30 % Cr.

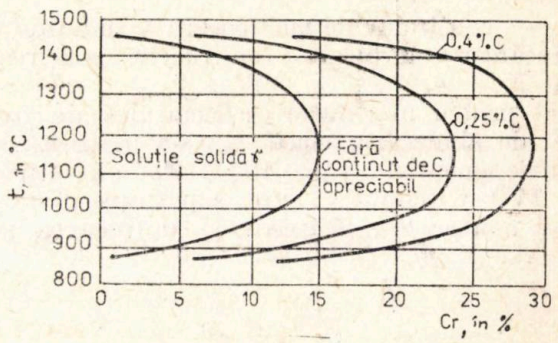


Fig. 1. Influenţa conţinutului de carbon asupra poziţiei domeniului γ în sistemul Fe—Cr (E.C. Bain)

În linii generale, se poate aprecia că efectele cromului în fontă sînt următoarele : măreşte tendinţa de formare a carburilor şi efectul de călire măreşte rezistenţa la tracţiune şi duritatea, măreşte rezistenţa la uzură şi reduce dependenţa unor proprietăţi de grosimea de perete a pieselor turnate.

Asupra structurii şi proprietăţilor mecanice o influenţă deosebită are valoarea raportului Cr/C. Figura 3 reprezintă o secţiune a suprafeţei lichidus a sistemului Fe—Cr—C, fontele rezistente la uzură situîndu-se în domeniul indicat.

Dintre fontele studiate, în figura 4 se prezintă microstructura tipică a unei fonte înalt

aliate cu crom în stare brut turnată. În structură se observă o proporţie de circa 30% carburi distribuite uniform în masa metalică de bază. Compoziţia fontei : 2,41% C ; 0,6% Si ; 0,7%

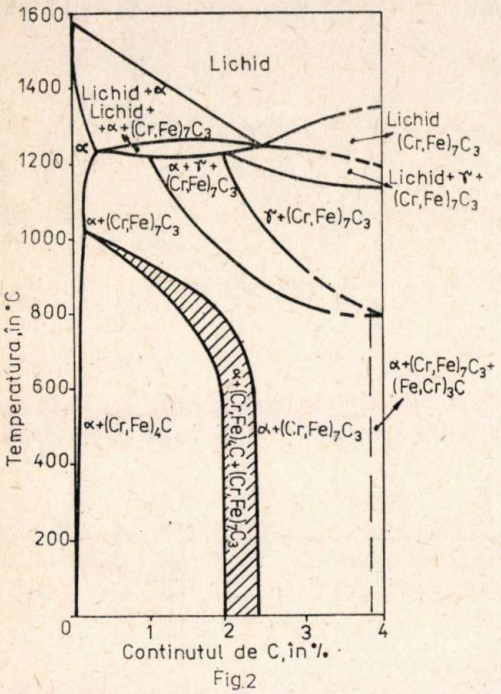


Fig. 2. Secţiune prin diagrama Fe—C—Cr cu 30% Cr (W. Tofaute, C. Kuttner şi A. Butinghans)

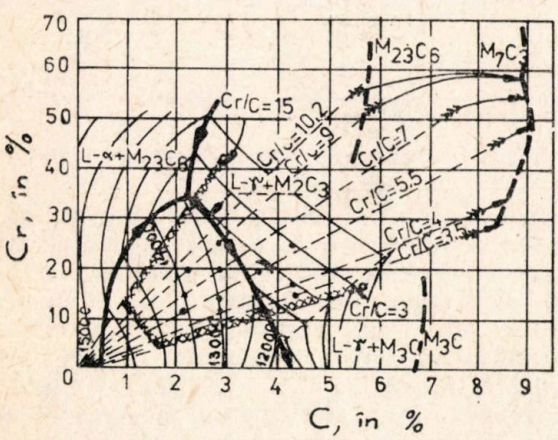


Fig. 3. Secţiune prin sistemul fier-crom-carbon

Mn ; 26,7% Cr ; 2,25% Mo ; 0,28% V ; 0,16% Ti ; 0,12% Al ; 0,15% B ; 0,025% P şi 0,025% S.

După Maratray structura fontelor aliate cu Cr depinde de proporţia de carburi dată de relaţia :

$$\%\,\text{carburi} = 12{,}33\ (\%C) + 0{,}55(\%\,Cr) - 15{,}2$$

Molibdenul măreşte rezistenţa la tracţiune, duritate, rezistenţa la uzură, finisează masa metalică de bază şi reduce dependenţa unor proprietăţi de grosimea de perete. El se găseşte atît sub formă de carburi (Mo_2C şi (Cr, Fe, Mo)$_7C_3$) cît şi dizolvat în masa metalică de bază. Se apreciază că Mo se repartizează după relaţiile :

$$\%\,Mo_{carburi} = 0{,}53Mo - 0{,}05$$

$$\%Mo_{dizolvat} = 0{,}23\ Mo - 0{,}029$$

Vanadiul finisează structura masei metalice de bază, carbura bogată în vanadiu (V_4C_3) avînd tendinţa să formeze perlită globulară. Dată fiind afinitatea mare a vanadiului faţă de carbon, carbura liberă VC apare abia după

a

b

c

Fig. 4. Microstructura unei fonte înalt aliate cu crom : a — *în stare brut turnată (500 : 1) ; atac nital 5% ; b — după tratamentul termic de recoacere*: c — *după tratamentul termic de recoacere şi călire (500 : 1) ; atac nital 5%*

ce întreaga cantitate de vanadiu a fost saturată la V_4C_3. Adăugat în proporție de 0,25 ... 0,5 % îmbunătățește foarte mult rezistența la uzură.

Titanul finisează pronunțat structura, mărește rezistența la uzură. Împreună cu Mo are ca efect formarea unei structuri compacte și fine.

Borul finisează grăuntele, mărește duritatea și rezistența la uzură. În același timp borul este un excelent dezoxidant.

Nichelul tenacizează puternic fonta, mărește duritatea; trebuie menținut la valori mici datorită efectului său de stabilizare a austenitei.

Aluminiul asigură pe lîngă o dezoxidare avansată și o finisare pronunțată a structurii. Adaosul de Al trebuie să asigure un conținut remanent de circa 0,08 % Al.

Avînd în vedere particularitățile privind influența diferitelor elemente asupra proprietăților fontelor aliate cu Cr, compoziția chimică a acestora s-a ales în funcție de obținerea unor proprietăți optime atît din punct de vedere al compactității și rezistenței la șoc cît și al rezistenței la uzură.

De o importanță deosebită este și tratarea fontei în stare lichidă cu Ti, Al și B în scopul realizării unei dezoxidări cît mai avansate, precum și pentru obținerea unei structuri fine în stare solidă.

Fontele elaborate în cadrul experimentărilor de laborator au proporția de carburi cuprinsă între 30 și 40 %, duritatea de 48—50 *HRC* și rezilienta de 0,8—1,1 daJ/cm². Pe baza valorilor obținute la proba de reziliență se poate aprecia că tenacitatea fontelor obținute este bună.

Pentru experimentare a fost ales blindajul cel mai solicitat din punct de vedere mecanic, blindajul cu care se dotează morile mari de ciment, cu diametrul de 5 m. Proiectarea și, respectiv, construcția garniturii de model nu au prezentat probleme deosebite. Turnarea fontei s-a realizat în forme uscate, din amestec de formare pe bază de nisip cuarțos.

Compoziția chimică a fontei : 2,6 %C ; 20,5 % Cr; 1,16 % Mn; 0,91 % Si; 1,63 % Ni; 1,55 % Mo; 0,34 % V; 0,14 % Ti; 0,005 % B; 0,06 % Al; 0,023 % P și 0,0 15 % S asigură un conținut de circa 30 % carburi.

Varianta de tratament termic ales s-a realizat în două etape : recoacerea și călirea. Analizînd diagrama din figura 5 se observă că recoacerea constă din încălzirea treptată timp de 4 h pînă la 500°C, unde s-a menținut o oră pentru omogenizarea temperaturii. Încălzirea se continuă pînă la 750—800°C, menținîndu-se 7 h la această temperatură pentru globulizarea parțială a carburilor. Răcirea pieselor s-a realizat mai întîi în cuptor, cu ușa deschisă, pînă la circa 400°C, continuîndu-se apoi în aer.

După polizare are loc tratamentul termic final—călirea—conform diagramei din figura 6.

Cea mai bună comportare la uzură abrazivă o au fontele cu conținut ridicat de carburi de tipul $(Fe, Cr)_7C_3$ și carburi secundare cu granulație fină într-o matrice austenitică.

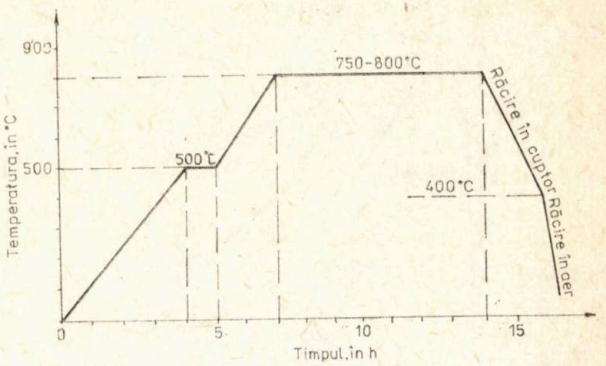


Fig. 5. Diagrama pentru tratamentul termic primar

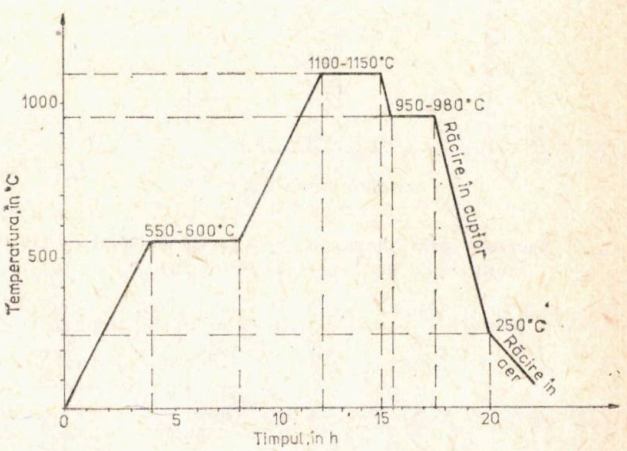


Fig. 6. Diagrama pentru tratamentul termic final

Cu toate că în fontele înalt aliate cu crom austenita este stabilă numai la temperaturi apropiate de cea solidus, ea poate fi ușor reținută la temperatura ambiantă, fie în stare de turnare, fie după tratamentul de punere în soluție la temperaturi de 1 000—1 100°C. Austenita astfel obținută se transformă rapid în martensită chiar sub efectul moderat al forțelor de frecare sau eroziune.

Structurile fontei, din care s-a realizat lotul experimental, după recoacere și respectiv după călire sînt prezentate în figurile 7 și 8.

Blindajele turnate, reprezentînd un lot experimental, au o structură compactă iar tenacitatea, apreciată pe baza încercării de reziliență, este bună. Din examinarea rupturii probelor s-a constatat că acestea au o granulație fină, corespunzătoare acestui tip de fontă. Din punct de vedere al elaborării fontei, problema îmbunătățirii tenacității s-a redus la creșterea numărului de germeni de cristalizare, aspect tehnologic care s-a realizat prin adaosuri de Ti, V, Al și B.

Duritatea fontei, măsurată pe epuvete, a avut în cele trei stări următoarele valori :

— brut turnată . . . . . 55 *HRC*;

— recoaptă . . . . . 44 ..46 *HRC*;

— recoaptă și călită . . . 56,5..58 *HRC*.

Din analiza structurii obținute și a valorilor principalelor caracteristici mecanice, rezultă că piesele care alcătuiesc lotul experimental se vor comporta corespunzător în procesul tehnologic de fabricare a cimentului, atît din punct de vedere al tenacității cît și al rezistenței la uzură. Acest lucru a fost dovedit ulterior practic, prin starea foarte bună pe care o prezentau blindajele montate într-o moară de ciment cu diametrul de 5 m, după mai mulți ani de funcționare.

Prin proiectarea și realizarea tehnologiei de concepție proprie privind compoziția și fabricarea fontelor aliate cu crom pentru producerea blindajelor din industria cimentului, se obțin următoarele efecte economice :

— mărirea duratei de funcționare a morilor între opririle pentru înlocuirea blindajelor, ceea ce se reflectă într-o creștere a producției fabricilor de ciment;

— reducerea costului cimentului prin scăderea perioadei de oprire a morilor pentru înlocuirea blindajelor și prin reducerea consumului specific de blindaje pe tona de ciment;

— sporirea competitivității pe piața mondială a cimentului românesc.

Rezultatele experimentale obținute demonstrează că tehnologia propusă, de producere a fontei aliate cu crom, constituie o soluție avantajoasă pentru realizarea de blindaje necesare morilor de ciment cu diametru mare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Piwowarski, E. *Fonte de înaltă calitate* (traducere din limba germană). București, Ed. Tehnică, 1967.

[2] Sofroni, L. ș.a. *Fonte speciale*. București, Ed. Tehnică, 1974.

[3] Maratray, F. *Choice of Appropriate Compositions for Chromium—Molibdenun White Irons*. În: AFS Transactions, S.U.A., oct. 1971.

[4] Maratray, F. ș.a. *Facteurs affectant la structure des fontes blanches au chrome et au chrome-molybdène*. Ed. Climax Molybdenum, 1971.

[5] Iluctenko, E. I. *Influența borului asupra structurii fontelor albe*. În : Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S, nr. 6, 1971.

[6] Geru, N. *Proprietățile metalelor și metode fizice de analiză și control*. Editura didactică și pedagogică, București, 1967.

[7] Provias, P. *Nichel-Chromium white irons for abrasion service*. În : The Canadian Mining Metallurgy Buletin, Canada, septembrie, 1965.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 1, 1986

Mecanizarea lucrărilor la montarea blocurilor în vatra și creuzetul furnalelor, p. 13 — Reparații capitale la caupere, p. 16 — Utilizarea excavatorului cu ciocan pneumatic și hidraulic la reparațiile furnalelor, p. 17 — Sistem automatizat de diagnosticare tehnică a utilajelor exhaustoarelor, p. 18 — Modernizarea instalațiilor de epurare a gazelor din zona de răcire a mașinilor de aglomerare, p. 20 — Experiența mecanizării lucrărilor la reparațiile curente efectuate la cuptoarele Martin din uzinele metalurgice, p. 22—Lance de convertizor perfecționată, p. 25 — Instalație pentru desprinderea lingourilor lipite de placa de turnare, p. 26—Schemă cu elemente fără contact de schimbare a supapelor la cuptoarele Martin, p. 27 — Controlul capacității de funcționare a garniturilor de etanșare din cauciuc, p. 28 — Perfecționarea utilajului tehnologic de la laminorul de tablă groasă 2800 în perioada reparațiilor capitale, p. 29 — Modernizarea foarfecelor cu disc la agregatele continue de decapare, p. 31 — Utilizarea vizorului cu laser la lucrările de reparații, p. 33 — Încărcarea prin sudare a rolelor ruloarelor de la linia continuă de laminare la cald a benzilor late, p. 34 — Utilizarea excavatorului cu ciocan hidraulic și pneumatic la reparațiile cuptoarelor adînci de încălzire, p. 34 — Dispozitiv pentru tăierea probelor de profile laminate în fluxul laminorului 400, p. 35 — Instalarea unui colorimetru automat la Combinatul metalurgic Kuznețk, p. 36 — Manipulator pentru demontarea și introducerea produselor tubulare în laminoare, p. 44.

Stahl und Eisen, R. F. G., nr. 2, 1986

Aspecte privind conjunctura principalelor ramuri consumatoare de oțel, în 1986, p. 19 — Proiectarea din punctul de vedere al protecției acustice a locurilor de muncă din industria siderurgică, p. 25 — Conducerea procesului asistată de calculator a instalației RE2 a firmei Arbed Saarstahl, p. 33 — Transformarea cuptorului cu propulsie — un exemplu pentu aplicarea tehnicii moderne de manipulare, p. 39— Noi procedee de turnare continuă a oțelului; procedeu cu cristalizor mobil și aspecte privind turnarea semifabricatelor apropiate de dimensiunile finale, p. 41 — Comportarea în timp îndelungat a oțelurilor refractare și materialelor pentru temperaturi înalte, p. 47 — Experiențe în controlul elementelor de aliere cu ajutorul unui aparat de analizare cu fluorescență cu raze X, p. 49 — Firma Böhler AG, p. 59 — Envitec '86 — tîrgul pentru protecția mediului înconjurător, p. 65 — Nou din trecut : aniversări metalurgice în anul 1986, p. 96.

Stahl und Eisen, R. F. G., nr. 3, 1985

De ce este Japonia competitivă pe plan mondial ? p. 91 — Dezvoltarea materialelor pentru fabricarea tablei subțiri și foarte subțiri destinate deformării la rece, p. 97— Conferința anuală 1985 a asociației European Coil Coating Association, p. 105 — Procedee de marcare în industria grea, p. 107 — Tăierea și împărțirea firului laminat în colectorul în spire al unei instalații de laminare a sîrmei, p. 111 — Oțeluri TM bainitice deformabile la rece pentru bandă lată la cald cu limită minimă de curgere de 700 N/mm², p. 115 — Îmbunătățirea proprietăților benzii late la cald din oțel moale nealiat, p. 122 — Firma Krupp Stahl AG, p. 129 — Transportul pe șine în R.F.G. în anul 1984, p. 137 — Noi sarcini impuse instituțiilor de învățămînt superior, p. 95—Nou din trecut : aniversări metalurgice în 1986, p. 106.

Aliaje grele sinterizate W-Ni-Fe

Ing. Adina Storin și chim. Floarea Anghel
Institutul de cercetări metalurgice

CZ : 621.762

Materialele cunoscute în metalurgia pulberilor sub denumirea generică de „aliaje grele" includ compoziții cu 88—97% wolfram, restul fiind de obicei Ni—Fe sau Ni—Cu.

Aceste materiale se caracterizează atît prin densitatea lor ridicată și puterea de absorbție față de radiațiile radioactive, cît și prin proprietățile de rezistență și plasticitate care determină în mare parte posibilitățile lor de utilizare. Se remarcă de asemenea rezistența ridicată la coroziune, precum și stabilitatea dimensională într-un domeniu larg de temperaturi, datorită coeficienților foarte scăzuți de dilatare termică. Față de wolframul pur, aliajele grele pe bază de W sînt mai ușor de prelucrat mecanic, în limite strînse de toleranțe.

În consecință, aceste aliaje sînt utilizate în special în industriile de vîrf — aeronautică și nucleară.

Aplicațiile din industria aeronautică includ contragreutăți utilizate la avioane și elicoptere pentru echilibrarea statică și dinamică a eleroanelor, a mecanismelor de control ale direcției și cîrmei de profunzime, ale paletelor rotorului de elicopter; se mai utilizează și ca mase oscilante în ceasurile automate mecanice [1].

Una din cele mai importante utilizări ale aliajelor grele pe bază de W constă în protecția contra radiațiilor, densitatea mare a acestor aliaje permițînd atenuarea razelor X și γ. Eficiența lor permite utilizarea unor dispozitive de ecranare mai mici, cu economii substanțiale în greutate. Aplicațiile în industria nucleară includ de asemenea conteinere pentru Co 60 radioactiv, colimatoare, aparatură pentru explorare în industria petrolieră, ținte pentru raze X în aparatura medicală de terapie prin radiații etc.

Dezvoltarea în ultimii ani a industriilor de vîrf a impus efectuarea unor cercetări în domeniul aliajelor grele sinterizate pe bază de wolfram, în cadrul acțiunii de lărgire a gamei sortimentale de produse ale metalurgiei pulberilor.

Experimentările efectuate în cadrul lucrării de față și-au propus drept scop elaborarea unui material W—Ni—Fe, destinat industriei aeronautice, respectiv stabilirea tehnologiei de fabricație și determinarea caracteristicilor structurale și a proprietăților fizico-mecanice ale materialului obținut.

Gama de compoziții întîlnită în literatura de specialitate cuprinde în general aliaje cu 88—97% W, restul fiind Ni și Fe în raportul 2 : 1 sau 1 : 1 [2], [3].

Pentru experimentări, s-a ales una din compozițiile frecvent utilizate și anume 90% W — 7% Ni — 3% Fe.

În stabilirea tehnologiei de obținere a materialului sinterizat s-a ținut seamă de cele două metode cunoscute [4], [5] și anume:

— pulverizarea unei topituri obținute din cele trei componente ale aliajului, cu presarea și sinterizarea la temperaturi ridicate a pulberilor aliate;

— omogenizarea mecanică a celor trei pulberi componente, urmată de presare și sinterizare cu fază lichidă.

Datorită condițiilor de lucru, dificil de realizat, necesare pentru aplicarea primei metode, în general se utilizează metoda de aliere mecanică. Realizarea alierii mecanice a fost facilitată în ultimii ani de folosirea atritorului ca utilaj pentru omogenizare, ceea ce a permis obținerea unui amestec intim și uniform al pulberilor metalice de dimensiuni micronice — wolfram, nichel și fier [5].

Materiile prime utilizate pentru experimentări au fost următoarele: pulbere de wolfram obținută prin reducerea WO_3, de granulație 2,80 μm FSSS; pulbere de nichel carbonil—3,24 μm FSSS și pulbere de fier obținută prin reducere — 25 — 30 μm FSSS.

Omogenizarea pulberilor în proporția 90 W : 7 Ni : 3 Fe s-a executat în atritor, cu bile de Ø 6 mm din carburi metalice sinterizate, în mediu de alcool etilic, timp de 6 h, în decursul căreia s-a realizat și o măcinare suplimentară a amestecului de pulberi, rezultînd în final granulația de 7,4 μm FSSS. Atritorul este prezentat principial în figura 1.

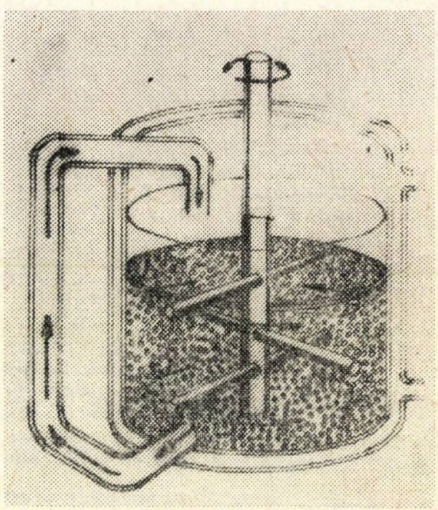


Fig. 1. Schema atritorului

În amestecul omogenizat, s-a introdus ca liant de presare 1,5% parafină și apoi, pentru obținerea comprimatelor, s-a aplicat o presiune specifică de 5 tf/cm^2, la care au rezultat comprimate robuste și fără defecte, cu densități medii de 12 g/cm^3.

Pentru operația de sinterizare, literatura recomandă temperaturi în domeniul de sinterizare cu fază lichidă — 1 400—1 470°C, în mediu de hidrogen [2], [3], [6].

În cazul lucrării de față, s-a optat pentru soluția sinterizării cu fază lichidă în vid, datorită faptului că, în cazul conținutului mai ridicat de hidrogen într-un aliaj W—Ni—Fe, acesta este concentrat și segregat la limitele dintre cele două faze existente — faza refractară formată din grăunți de wolfram și o fază liant, formată din soluție solidă pe bază de nichel. Hidrogenul conținut în aliaj, ca de altfel orice alte impurități segregate la limita dintre faze, accentuează tendința de rupere fragilă intergranulară a aliajului [7], [8], influențînd și proprietățile mecanice — rezistența și tenacitatea aliajului.

G. Zhu [8] propune chiar efectuarea unui tratament termic suplimentar în vid, după sinterizarea în hidrogen, în scopul scăderii conținutului de hidrogen al aliajului.

Comprimatele presate au fost supuse unei operații preliminare de deparafinare — presinterizare în hidrogen, în cursul căreia s-a realizat și reducerea eventualelor pelicule de oxizi metalici de pe suprafața grăunților, după care au fost introduse la sinterizare în vid, 1 h la temperatura de 1 370°C, temperatură de sinterizare evident mai redusă decît în cazul sinterizării în hidrogen.

Răcirea de la temperatura de sinterizare s-a efectuat odată cu cuptorul, în vid, pînă la temperatura de 1 000°C, după care răcirea a fost accelerată prin introducerea de H_2 staționar, la presiunea de 400 torr.

Studiile efectuate în U.R.S.S. [2], [9], în R. P. Chineză [8] și în R.F.G. [6] au pus în evidență structura aliajelor W—Ni—Fe, influența vitezei de răcire de la temperatura de sinterizare asupra durificării prin dispersie a fazei liant și a modificării zonei interfazice W-liant, influența tratamentelor termice după sinterizare asupra microstructurii și proprietăților mecanice ale aliajelor grele W—Ni—Fe.

S-a demonstrat că în aliajele răcite lent de la temperatura de sinterizare au loc procese de îmbătrînire, care duc la formarea unei structuri complexe multifazice de tip dispers-agregat, cu separarea în trei stadii a unei noi faze, constituite probabil din compuși intermetalici, în zona interfazică W-liant și în faza liant-sub formă de incluziuni disperse de ordinul 10^{-5}—10^{-6} mm.

În funcție de stadiul procesului de îmbătrînire (care depinde de temperatura pînă la care s-a efectuat răcirea lentă sau de cantitatea de fază liant) tipul ruperii se modifică de la ruperea fragilă la ruperea tenace.

Avînd în vedere că în procesul de îmbătrînire s-au observat trei stadii distincte și anume :

I — formarea pe suprafața grăunților a unor plăcuțe paralele din noua fază, coerentă cu rețeaua wolframului ;

II — distrugerea plăcuțelor din faza îmbătrînită și formarea de separări discrete ;

III — coagularea și creșterea particulelor din noua fază,

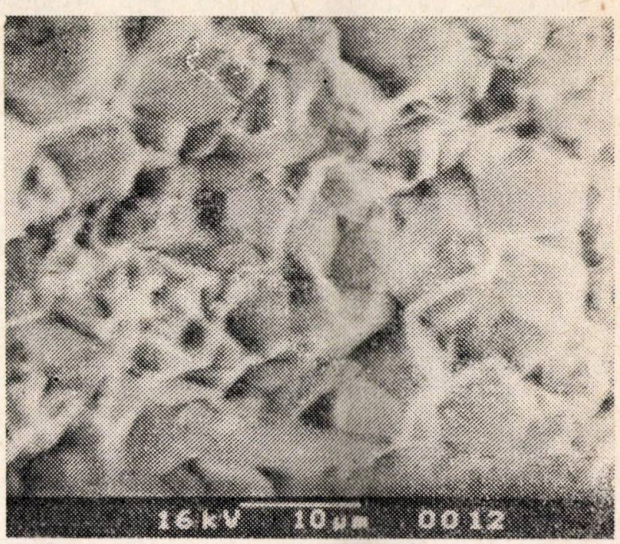


Fig. 2. Aspectul ruperii la materialul sinterizat W—Ni—Fe, examinat cu ajutorul microscopului electronic cu baleiaj (SEM)

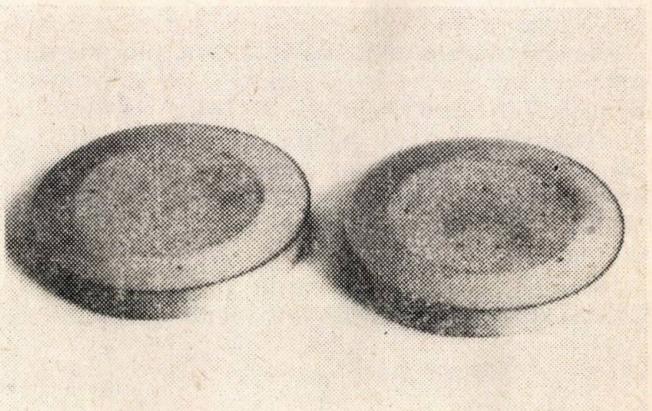


Fig. 3. Piese eboș sinterizate

din punct de vedere al proprietăților mecanice, se consideră optim acel aliaj în care procesul de îmbătrînire a dus la formarea unei faze disperse incoerente (stadiul *III*), care duce la durificarea prin dispersie a fazei liant din aliaj [2].

Tratamentul termic după sinterizare, cu durate pînă la 60 h, la temperaturi de 1 000 și 700°C a dus la trecerea de la ruperea intercristalină între grăunții de W la probele sinterizate, la ruperea predominant transcristalină la probele tratate termic [6].

În probele experimentale obținute, sinterizate în vid la 1 370°C, se observă o rupere predominant intergranulară, propagarea fisurilor efectuîndu-se prin faza liant (fig. 2). Microfractografiile au fost executate cu ajutorul unui microscop electronic cu baleiaj TESLA, tip BS 350. Procesul de îmbătrînire nu a putut avea loc în cazul de față, răcirea de la temperatura de sinterizare avînd loc cu viteză destul de mare (cca 4°C/min pînă la 1 000°C și 5° C/min în intervalul 1 000—20°C).

Deoarece destinația aliajului greu elaborat nu a impus caracteristici speciale de rezistență și plasticitate, pînă în prezent nu s-a verificat influența unui tratament termic ulterior asupra acestor proprietăți mecanice.

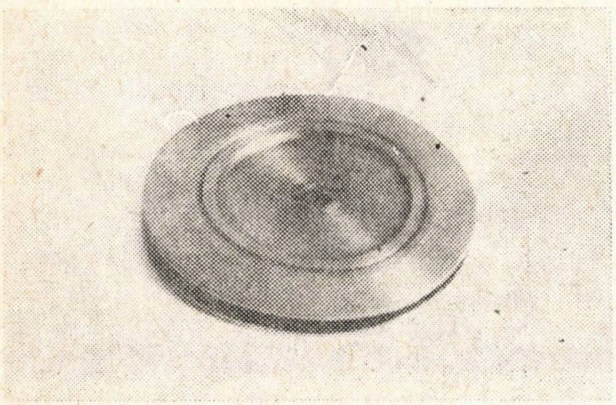


Fig. 4. Volantul sistemului giroscopic aripă (produs finit)

Densitatea aliajului W—Ni—Fe obținut se situează între 14,8—15,1 g/cm³, iar duritatea Brinell *HB* 2,5/62,5/30″ = 204—210 kgf/mm². Sinterizarea cu fază lichidă, care presupune o rearanjare a grăunților de wolfram, avînd drept liant soluția solidă pe bază de nichel, este însoțită de o contracție în volum a materialului, ce reprezintă 10—12%.

În mod normal, contracția maximă se obține pe direcția paralelă cu direcția de presare, în timp ce contracția minimă se observă pe direcția perpendiculară pe direcția de presare.

Piesele eboș sinterizate (fig. 3) au fost prelucrate mecanic prin așchiere cu multă ușurință, chiar la geometrii destul de complexe, cum ar fi de exemplu volantul sistemului giroscopic aripă (fig. 4.), utilizat la produse speciale în industria aeronautică.

Comportarea în exploatare a pieselor menționate fiind similară cu cea a pieselor provenite din import, în prezent tehnologia de fabricație elaborată pentru aliajele grele sinterizate tip W—Ni—Fe se aplică la nivel de microproducție.

BIBLIOGRAFIE

[1] x x x *Five Metals with Unique Characteristics. Prospect Refractory Metals Association*, MPIF S.U.A.

[2] Minakova, R. V., Piliankevici, A. N., Teodorovici, O. K., Franțevici, I. M. *Issledovanie prirodi procinosti W—Ni—Fe splava.* În: Poroșkovaia Metallurghia, U.R.S.S., nr. 5, 1968, p. 73—78, nr. 6, 1968, p. 61—66.

[3] Churn, K. S. și Yoon, D. N. *Pores Formation and their Influence on the Mechanical Properties in Heavy Alloys W—Ni—Fe.* In: Powder Metallurgy, Anglia, nr. 4, 1979, p. 175—178.

[4] Kuzmin, N. A., Maţokin, V. P. și Rabinovici, E. M. *„Spekanie poroşkov W—Ni—Fe".* În: Poroșkovaia Metallurghia, U.R.S.S., nr. 2, 1983, p. 35—40.

[5] Williams, D. J., Clyens S. și Johnson, W. *Production of W—Fe—Ni Alloys by Mechanical Alloying Technique.* În: Metal Powder Report, Anglia, nr. 9, 1980, p. 420.

[6] Kang, T. K., Kaysser, W. A. și Petzov G. *Influence of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of W—Ni—Fe Alloys.* În: Metal Powder Report, Anglia, nr. 8, 1980, p. 367.

[7] Minakova, R. V., Bajenova L., G., Verhovodov, P. A. ș.a. *Primesi elementov zameșceniia i ih vlianie na osobennosti razruşeniia W—Ni—Fe-splava.* În: Poroșkovaia Metallurghia, U.R.S.S., nr. 11, 1983, p. 72—77.

[8] Zhu, G. *Effect of Hydrogen on Mechanical Properties of a High Density W—Fe—Ni Alloy.* Conf. Internațională P/M, Washington, iunie 1980.

[9] Bajenova, L. G., Vasiliev, A. D., Minakova, R. V. și Trefilov, V. I. *Priroda nizkotemperaturnoi hrupkosti splava W—Ni—Fe".* În: *Poroşkovaia Metallurghia*, U.R.S.S, nr. 1, 1980, p. 45—50.

Tehnologii cu consumuri reduse de materiale şi energie, de obţinere a pieselor de înaltă calitate din fonte modificate, cu grafit lamelar, nodular şi vermicular

În organizarea Comisiei Naţionale de Turnătorie a secţiei Sectoare Calde a CNIT, în perioada 20—21.03.1986, la Intreprinderea Mecanică Alba Iulia a fost organizat un Simpozion tehnico-ştiinţific cu tema de mai sus, marcîndu-se cu această ocazie şi împlinirea a 10 ani de turnătorie la această întreprindere.

În prima parte a simpozionului, colectivul de specialişti de la I. M. Alba Iulia a prezentat o serie de rezultate obţinute în producţia de piese de fontă de înaltă calitate, în cei 10 ani de activitate.

1) Realizarea pieselor de performanţă pentru maşini-unelte (carusel Ø 1600 mm, FLP 2200—3200 mm, AFP-230 mm) (ing. N. Roşu, V. Giurgiu, V. Sopa,).

2) Turnarea orizontală a lingotierelor cilindrice (ing. A. Mureşan, ing. Gh. Draşoveanu).

3) Tehnologie de execuţie a modelelor pentru formare în amestecuri autoîntăritoare (V. Sopa, ing A. Sandu).

4) Colectori de zgură centrifugali, mijloc de îmbunătăţire a calităţii pieselor turnate (ing. I. Tanislav).

5) Tehnologie de formare, elaborare şi turnare a cilindrilor uscători pentru hîrtie de filtru (ing. I. Devian, ing. L. Munteanu).

6) Orientări noi în proiectarea şi turnarea pieselor pentru maşini-unelte (ing. A. Sandu, V. Giurgiu, V. Sopa).

7) Preocupări pentru reducerea greutăţii pieselor turnate pentru maşini-unelte (ing. Gh. Man, ing. D. Tureanu).

8) Răcitori de nisip în pat fluidizat, în trepte, incluşi în circuitul de regenerare al amestecului vechi pe bază de răşini furanice (ing. D. Tanislav, ing. I. Devian, ing. L. Coroianu).

În cadrul întreprinderii, au fost realizate tehnologii cadru în vederea obţinerii pieselor pentru maşini-unelte grele, rezultate bune fiind înregistrate în condiţiile utilizării miezurilor complexe şi mari, a unor suporţi de miez şi armături speciale, a tuburilor elastice, din fibre de masă plastică, pentru captarea gazelor etc. Sînt utilizate bazine speciale de turnare, cu capacitatea pînă la 10 t şi reţele de turnare etajate.

Pe linii de turnare mecanizate, au fost obţinute lingotiere cilindrice, formate şi turnate în poziţie orizontală, cîte două într-o formă, rezolvîndu-se o serie de probleme privind reţinerea zgurei, armării miezurilor etc.

La I. M. Alba Iulia există o valoroasă experienţă în realizarea modelelor mari din lemn stratificat, placate cu material plastic, în obţinerea modelelor pentru piesele mari din mai multe tronsoane, la un cost scăzut.

O măsură eficientă pentru reducerea rebutului a constituit-o utilizarea generalizată a colectoarelor centrifugale de zgură, în urma reproiectării reţelelor de turnare, cu realizarea unei corelări optime a secţiunii componentelor acestora.

Adoptarea unor sisteme cu bazine de turnare speciale, cu alimentare în ploaie, realizarea unor debite optime de turnare şi elaborarea unor fonte aliate, de compoziţie controlată, au permis obţinerea unor cilindri uscători pentru hîrtie de filtru, cu o duritate de 215—230 *HB*, la o variaţie a durităţii pe generatoare de max. 4 *HB*.

Aceste piese au fost caracterizate de asemenea de un număr redus de pori pe unitatea de suprafaţă, condiţie esenţială a calităţii, avînd în vedere faptul că sînt supuşi cromării.

În cadrul întreprinderii, au fost asimilate tehnologii de obţinere a pieselor pentru maşini-unelte cu miezuri înglobate în piesă, ceea ce a permis reducerea greutăţii, fără afectarea stabilităţii maşinilor-unelte.

O serie de măsuri tehnologice au condus la reduceri însemnate ale adaosurilor de prelucrare, la reproiectarea constructivă a pieselor de maşini unelte, în special grele, care s-au soldat cu economii importante de energie şi materiale metalice.

În vederea îmbunătăţirii eficienţei instalaţiei de regenerare a amestecului uzat, pe bază de răşini furanice, în întreprindere a fost proiectat şi realizat un răcitor de nisip în pat fluidizat (capacitate de 25 t/h) în trepte, ce asigură o răcire mai eficientă şi o desprăfuire mai eficace a nisipului faţă de răcitorul vechi, cu lamele.

Vizitarea turnătoriei a permis urmărirea elaborării fontei în sistem duplex (cuptor cu inducţie cu creuzet-cuptor cu inducţie cu canal), în condiţiile preîncălzirii încărcăturii, utilizării unei cantităţi scăzute de fontă de furnal (max. 10%), a folosirii şpanului. Controlul compoziţiei chimice a fontei se efectuează rapid, prin determinarea carbonului echivalent, cu ajutorul trasării curbelor de răcire. În turnătorie s-a asistat la obţinerea unui pod de turnare pentru oţelării de 20 t, din fontă cu grafit vermicular, modificarea efectuîndu-se concomitent în două bazine, de 10 t capacitate fiecare (Metalurgia, nr. 10, 1985, p. 518). De asemenea, a fost urmărită tehnologia de obţinere a fontei cu grafit nodular, în oală de 5 t capacitate, cu bazin, respectiv prin pocedeul Tundish-Cover (Metalurgia, nr. 7, 1985 p. 371).

În cea de a doua parte a simpozionului a fost dezbătută problema elaborării fontelor de înaltă calitate în cuptoare cu inducţie, cu consum redus de energie. În acest sens au fost prezentate mai multe referate :

1) Tendinţe pe plan mondial în dezvoltarea tehnologiilor de elaborare şi a construcţiei cuptoarelor electrice cu inducţie destinate elaborării fontelor (prof. dr. ing. L. Sofroni-I.P.B.).

2) Priorităţi în domeniul elaborării fontelor în cuptoare electrice de inducţie cu consumuri reduse de energie (dr. ing. C. Cosneanu-ICSITPSCM-Bucureşti).

3) Structura fontei în stare lichidă sub acţiunea încărcăturii, supraîncălzirii şi influenţa acestora asupra calităţii pieselor turnate (dr. ing. I. Ripoşan-I.P.B.).

4) Analiza factorilor principali ce determină consumul de energie la elaborarea şi turnarea fontei (ing. S. Cioreanu-ICSITPSCM-filiala Braşov).

5) Din experienţa I. M. Alba Iulia de elaborare a fontelor de înaltă calitate în cuptoare electrice de inducţie cu consumuri de energie de 500 kWh/t (ing. V. Deceanu, ing. Gh. Bujor, ing. F. Borşan-I. M. Alba Iulia).

În referatele prezentate şi în discuţiile care au urmat, s-au evidenţiat principalele probleme ale tehnologiei de elaborare a fontei în cuptoare cu inducţie, referitoare la componenţa şi pregătirea încărcăturii, regimul termic aplicat, controlul procesului de supraîncălzire, condiţiile de turnare.

Urmărindu-se implicaţiile unor factori, precum şi gradul de încărcare a cuptorului, puterea utilizată, zgura, condiţiile de deversare a cuptorului, tipul oalei utilizate, condiţiile de încărcare la un cuptor cu capacitatea de 3,5 t, se ajunge la concluzia că, la o temperatură de supraîncălzire de 1 500°C, se obţine un consum de energie de 632 kWh/t în condiţii normale (optime) şi de 1 023 kWh/t, în condiţii anormale de elaborare-turnare.

Operîndu-se cu consumul cumulat de energie, se obţin următoarele valori pentru principalele tipuri de aliaje feroase (în t.c.c/t.p.b) : Fc — 1,735 ; Fgnp — 1,9335 ; Fgnf — 1,8257 ; Fn — 1,969 ; Fgv — 1,7093 ; OT — 2,5769 ; oţel forjat — 3,0568 (t.c.c. — tone combustibil convenţional ; t.p.b. — tonă piese bune).

Plecînd de la componenţa încărcăturii, au fost urmărite schimbările survenite în structura fontei în stare lichidă, factorii care influenţează tranziţia de la soluţia coloidală la cea omogenă, sub acţiunea supraîncălzirii, precum şi condiţiile de germinare a grafitului. A fost evidenţiată corelarea între componenţa încărcăturii, gradul de supraîncălzire şi calitatea fontei elaborate, în condiţiile modificării sau nu a fontei.

O tehnologie de elaborare a fontei în cuptoare cu inducţie cu creuzet cu capacitatea de 12,5 t, la un consum de energie de 510—525 kWh/t a prezentat colectivul de la I. M. Alba Iulia. Principalele măsuri luate în sectorul de elaborare, care au condus la un asemenea consum, sînt următoarele : o şarjare bine organizată ; preîncălzirea încărcăturii la 200—300°C în benă (10—15') ; funcţionarea cuptorului de topire cu un „călcîi" de fontă de circa 70%, fonta lichidă fiind turnată în cuptoare cu canal ; determinarea rapidă a compoziţiei chimice, respectiv a carbonului echivalent ; controlul supraîncălzirii fontei, temperatura de supraîncălzire fiind cu 50°C peste temperatura de echilibru a reacţiei $2C + SiO_2 = Si + 2\,CO$ (sectorul de elaborare dispune de o nomogramă în acest sens) ; cuptoarele de topire sînt dotate cu programator de consum de energie, fiind prestabilit consumul de energie pentru fiecare

benă încărcată în cuptor; acumularea fontei în cuptoarele de menținere (cu canal) elimină dependența topirii de turnarea fontei. O asemenea tehnologie este favorizată de producerea unei game restrînse de fonte și de utilizarea unor materii prime relativ constante, dar rolul hotărîtor îl au disciplina tehnologică riguroasă și preocupările permanente de obținere a unor rezultate calitativ superioare ce caracterizează acest tînăr colectiv, care a obținut succese deosebite în cei zece ani de activitate.

Dr. ing. *I. Ripoșan*

DOCUMENTARE

Noi norme pentru oțelurile inoxidabile

Așa-numitul standard DIN 17440, datat din anul 1972, care acoperea toată gama de produse din oțel inoxidabil a fost depășit datorită apariției unor norme noi. Aceste norme au fost publicate în iulie 1985 (tab. 1).

Astfel, pentru majoritatea produselor inoxidabile, și anume pentru benzile laminate la rece, a fost creată norma DIN 17441. Această normă prevede cu exactitate mai mare decît vechea normă caracteristicile benzii laminate la rece, care diferă de cele ale altor tipuri de produse. Astfel, limita de curgere se determină în funcție de poziția probei și, parțial, este cu mult mai mare decît valorile minime obținute în cazul altor produse. La rezistența la rupere, spre deosebire de produsele laminate la cald, valorile probelor prelevate transversal sînt mai mari decît ale probelor prelevate longitudinal (de-a lungul sensului de laminare). O prezentare amănunțită a proprietăților benzii late la rece din oțeluri feritice, martensitice sau austenitice este cuprinsă în raportul Stahl-Eisen-Sonderbericht nr. 13 apărut în 1985.

A fost separată norma pentru țevi din oțeluri inoxidabile, care în vechea normă DIN 17440 cuprindea o mulțime de capitole, figuri și tabele speciale. Împărțirea în norme separate, pentru țevi sudate și fără sudură, pe de-o parte, și pentru țevi pentru exigențe generale și speciale pe de altă parte, corespunde în egală măsură cerințelor producătorilor, prelucrătorilor și consumatorilor.

De asemenea, sînt rezumate pe scurt toate modificările importante apărute.

Domeniul de aplicare al DIN 17440 pentru bare și piese forjate a fost lărgit considerabil. Pentru dimensiuni pînă la 450 mm, au fost prevăzute date amănunțite privitoare la prelevarea probelor și la proprietățile mecanice. Acestea au fost precedate de încercări și evaluări cuprinzătoare realizate de către diferite uzine producătoare.

Mărcile de oțel X38Cr13 (1 4031), X4CrMo S18(1 4105), ca și mărcile de oțel X30Cr13 (1 4028) și X2CrNiMoN 17135 (1 4028) cuprinse pînă în prezent în norma Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 400 au fost incluse în DIN 17440. Oțelurile X8CrNb17 (1 4511) și X6CrMo 17 (1 4113) au fost incluse în DIN 17441, putînd fi prelucrate numai ca bandă laminată la rece. A fost rezolvată de asemenea și problema prescurtărilor denumirilor oțelurilor. Deoarece compoziția chimică a unui număr mare de oțeluri a trebuit adaptată dezvoltărilor mai recente care au avut loc și deoarece abrevierile trebuiau să caracterizeze corect aceste denumiri, s-a aprobat și modificarea lor. De asemenea, au fost păstrate și prescurtări vechi.

În normele vechi (Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 680/70) oțelurile inoxidabile rezistente la temperaturi scăzute erau clasificate împreună cu alte grupuri de oțeluri cu numerele de materiale 1.69... În noile norme DIN apărute în iulie 1985, referitoare la oțelurile rezistente la temperaturi scăzute (tab. 2), nu sînt trecute oțelurile austenitice. Oțelurile inoxidabile austenitice utilizate în special la temperaturi joase sînt trecute atît în DIN 17440 cît și în DIN 17441, în tabele separate.

Datele importante pentru livrarea și prelucrarea produselor, privind unitatea și volumul de control, au fost incluse în certificatul de control al materialelor cu numărul DIN 50 049.

Referitor la încercarea de rezilienă cu probe crestate a fost introdusă încercarea ISO-V folosită pe plan internațional.

Normele de țevi cuprind în exclusivitate oțeluri prevăzute în noile norme DIN 17440 și DIN 17441. Structura noilor norme de țevi a fost adaptată la o serie de alte norme de țevi publicate recent, privind alte grupuri de oțel. Astfel, normele pot fi utilizate fără consultarea normelor DIN 17440, respectiv DIN 17441.

Țevile executate conform normelor prevăzute pentru exigențe speciale (tab. 1) pot fi livrate în conformitate cu două categorii diferite de control. Astfel, pot fi utilizate țevile din categoria 1 de control la conducte, iar țevile din categoria 2 de control la recipientele sub presiune.

Tabelul 1

Noi norme privind produsele din oțeluri inoxidabile

Norma	Denumirea
DIN 17440	Oțeluri inoxidabile Condițiile tehnice de livrare privind tabla, banda lată la cald, sîrma laminată, sîrma trasă, piesele forjate și semifabricatele
DIN 17441	Oțeluri inoxidabile Condițiile tehnice de livrare privind banda laminată la rece, fișiile de bandă și tablă tăiată din aceasta
DIN 17455	Țevi cu secțiune rotundă sudate, din oțeluri inoxidabile, pentru utilizări generale — condiții tehnice de livrare
DIN 17456	Țevi cu secțiune rotundă fără sudură din oțeluri inoxidabile pentru utilizări generale — condiții de livrare
DIN 17457	Țevi cu secțiune rotundă sudate din oțeluri inoxidabile austenitice pentru utilizări speciale — condiții tehnice de livrare
DIN 17458	Țevi cu secțiune rotundă fără sudură din oțeluri inoxidabile austenitice — condiții tehnice de livrare

Tabelul 2

Noi norme pentru produse din oțeluri rezistente la temperaturi scăzute (ediția : iulie 1985)

Norma	Denumirea
DIN 17173	Țevi cu secțiune rotundă fără sudură din oțeluri rezistente la temperaturi scăzute — condiții tehnice de livrare
DIN 17174	Țevi cu secțiune rotundă sudate din oțeluri rezistente la temperaturi scăzute — condiții tehnice de livrare
DIN 17280	Oțeluri rezistente la temperaturi scăzute — condiții tehnice de livrare privind tabla, platbanda, oțelul profilat, piese forjate, bare de oțel

După finalizarea și publicarea acestei serii de norme pentru produse din oțeluri inoxidabile rămîn de îndeplinit alte două sarcini importante, și anume:

— adaptarea standardului AD W2 — „Oțeluri austenitice", editat de Societatea Arbeitsgemeinschaft Druck behälter, la noul nivel al standardelor;

— actualizarea standardului de materiale Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 400, privind oțelurile inoxidabile laminate și forjate și anume oțelurile care datorită volumului lor limitat de utilizare nu au fost încă incluse în normele DIN.

(În: *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 23, 1985, p. 1340*)

Producția mondială de oțel brut a atins 720 mil. tone

Producția mondială de oțel brut a ajuns la 720 mil. t în anul 1985, cu 10,0 mil.t sau cu 1,4% mai mare decît în anul 1984, potrivit cifrelor furnizate de IISI. Producția din 1985 este cu 74,8 mil. t sau cu 11,6% peste nivelul atins în anul 1982 și cu 26,5 mil. t sau cu 3,6% sub nivelul maxim de 746,5 mil. t obținut în anul 1979.

Cea mai mare parte a creșterii a fost înregistrată în țările în curs de dezvoltare a căror producție din anul 1985 a crescut cu 75,0 mil. t sau cu 38,1% față de nivelul producției din anul 1979. Producția din țările industrializate a rămas cu 15,4% sub nivelurile din 1979.

În ceea ce privește țările capitaliste industrializate în totalitate, anul 1985 a fost un an de stabilitate. Producția estimată a fost de 449,4 mil. t, cu 0,9% mai mare decît cea din anul 1984 și cu 9,5% mai mică decît cea din anul 1979. Producția de oțel brut în S.U.A., de 80,4 mil. t, a scăzut cu 3,5 mil. t sau cu 4,3% în comparație cu nivelul anului 1984 și cu 35,0% în comparație cu nivelul din 1979. Producția Pieței Comune a fost de la 120,7 mil. t sau cu 14,5% sub nivelul anului 1979. Producția japoneză de 105,2 mil. t a fost cu 0,3% mai mică decît în anul 1984 și cu 5,8% mai mică decît producția din anul 1979.

Toate țările industrializate occidentale au produs 374,4 mil. t, ceea ce constituie o scădere de 0,3% față de producția din 1984.

Institutul IISI a considerat că cele 43 de țări în care are membri au totalizat o producție de 443,3 mil. t în anul 1985, reprezentînd 98,6% din producția totală a țărilor industrializate occidentale. Cele 30 de țări, ale căror producții sînt incluse în statisticile lunare privind producția de oțel brut au produs 436,4 mil. t sau 97,1% din producția totală a țărilor industrializate occidentale.

Producția de oțel în anul 1985, în afara celei din țările occidentale, înregistrează rezultate diverse. U.R.S.S. și țările membre ale C.A.E.R. și-au sporit producția cu 1,2 mil. t sau 0,5%. Republica Populară Chineză și R. P. D. Coreeană au prezentat o creștere de 10% în comparație cu nivelul anului 1984 și de 37,3% în comparație cu cel din anul 1979.

Producția de oțel brut din țările care își anunță producția lunară la IISI a fost de 36 801 000 t în luna ianuarie 1986, în comparație cu 35 302 000 t în aceeași lună din anul 1985, ceea ce constituie o creștere de 4,2%.

Producția S.U.A. din luna ianuarie, de 6 895 000 t, a constituit o creștere de 8,8% față de cifra înregistrată în anul precedent. Producția în țările Comunității Economice Europene a fost de 11 069 000 t, ceea ce constituie o creștere de 0,9%. Marea Britanie a înregistrat o producție de 1 221 000 t, adică o creștere de 7,0% față de anul 1985. Alte creșteri ale producției au fost înregistrate în Luxemburg (9,4%), Brazilia (19,3%) și India (18,2%). Cu toate acestea, producția din Japonia, de 8 593 000 t, a înregistrat o scădere de 3,2%. Alte scăderi au fost înregistrate în Belgia (0,8%), Franța (1,3%) și R.F.G. (2,7%).

(În : *Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 4, 1986, p. 98*)

Firma SSAB trece două furnale pe insuflare de cărbune

Firma Klöckner Stahltechnik GmbH, Hamburg (KST), a obținut de la uzina Oxelosund, a firmei Svenskt Stål AB, un contract pentru livrarea a două instalații de insuflare a cărbunilor pentru furnalele nr. 1 și nr. 4, cu o capacitate de 1 600 și 1 800 t fontă brută pe zi. Instalația este prevăzută pentru început cu o rată de injectare de 100 kg/t fontă brută, în a doua etapă ajungîndu-se la o rată de 150 kg cărbuni/t fontă brută.

Instalația de insuflare a cărbunilor pentru furnalul firmei SSAB din uzina Luleă a realizat, după un an de exploatare, rezultate atît de bune (perioada de amortizare de un an) încît, chiar în condițiile actuale ale situației prețului țițeiului, decizia pentru trecerea la insuflarea cărbunilor se profilează ca deosebit de promițătoare.

Intrarea în funcțiune a noii instalații din uzina Oxelosund este prevăzută pentru luna mai 1987.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 11, 1986, p. 14*)

Noua instalație de zincare electrolitică a benzii la firma National Steel

La mijlocul lunii ianuarie 1980, a intrat în mod oficial în exploatare, în uzina Eccose a firmei Great Lakes Steel Division din cadrul firmei National Steel, o nouă instalație de zincare electrolitică a benzii. Această instalație are o capacitate de 360 000 t/an și poate zinca benzi cu grosimi de 0,4—1,6 mm și lățimi de 610—1 829 mm. Grosimile straturilor pot varia într-un domeniu larg — pînă la 100 g/m^2 pe o parte, Sînt posibile atît zincarea atît pe o parte cît și pe două părți — cu zinc pur și aliaje de zinc.

Instalația funcționează cu celule de zincare verticale cu o intensitate a curentului de 50 000 A. După zincare, spălare și uscare, instalația prezintă spațiu pentru montarea, mai tîrziu, a unui dispozitiv de fosfatare sau cromare. În partea de ieșire se află o instalație de inspecție vizuală a suprafeței, un aparat de măsură pentru determinarea grosimii stratului și două bobine de înfășurare. Schimbul de anozi are loc cu ajutorul a două macarale cu comandă automatizată, fără a fi necesară reducerea vitezei benzii. Prin intermediul altor două calculatoare se supraveghează nu numai instalația de zincare, ci și instalația totală. Instalațiile electrice și cele de automatizare au fost livrate de firma General Electric.

Echiparea tehnică a instalației s-a efectuat prin subvenționarea de către firma Nippon Kokan, Japonia, care deține participații de 50%, din capitalul firmei National Steel.

(În : *Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 11, 1986, p.* 16)

Revue de Métallurgie — C.I.T., Franța, nr. 1, 1986

Îmbunătățirea reductibilității aglomeratului din Lorena, p. 1 — Studiul amestecării în oală pe machetă hidraulică, p. 13 — Considerații teoretice asupra comportării azotului și hidrogenului în oțelul și în zgurele lichide, p. 25 — Turnarea continuă în brame din oțel inoxidabil, comercializate de societatea Ugine-Guengnon și obținute la uzina de la Ardoise, p. 43 — Utilizarea unei caje de calibrare în blocurile finisoare ale laminorului societății Unimetal, la uzina Rombas, p. 55 — Laminarea la rece a benzilor late în Franța, p. 59 — Sistem de măsurare a planității benzii la un laminor la cald: rezultatele încercărilor și exploatarea industrială, p. 67 — Influența procedeului de îndreptare asupra comportării și tenacității șinelor, p. 75.

Metallurgical Transactions, S.U.A., nr. 11, 1985

Fisurarea la coroziune prin tensiune a oțelurilor inoxidabile, p. 1909 — Studiul monoanalitic al fazelor eterogene în aliajele comerciale Al-Zn-Mg-Cu, p. 1925 — Efectul Mössbauer al compușilor intermetalici Al-Fe-Si, p. 1937 — Diagrama de constituire a compusului niobiu (columbiu)-platină, p. 1943 — Efectul condițiilor de răcire asupra microstructurii aliajului solidificat rapid Ti-6Al-4V, p. 1951 — Efectele interdifuzionale între fibrele de tungsten și un aliaj pe bază de fier și nichel, p. 1961 — Dezvoltarea structurilor lamelare γ-γ într-un superaliaj pe bază de nichel în timpul încercărilor mecanice de temperaturi ridicate, p. 1969 — Reacții în superaliajele de Ni-Al-Mo-Ta și Ni-Al-Mo-W, p. 1983 — Adaosurile de reniu la un superaliaj pe bază de nichel; efectele asupra microstructurii, p. 1997 — Considerații asupra relației dintre granulație și topologia grăuntelui, p. 2007 — Un model teoretic pentru comportarea la curgere a oțelurilor bifazice comerciale care conțin austenită metastabilă. Partea I: Derivarea ecuațiilor curbei fluxului, p. 2013 — Efectul deformării asupra rezistenței la curgere a unor aliaje de tungsten sinterizate cu trei faze lichide, p. 2031 — Model de „divizare a hidrogenului" pentru creșterea fisurilor datorită prezenței hidrogenului, p. 2039 — Formarea zgurelor de oxid de aluminiu în mediile care conțin sulf, la temperaturi înalte, p. 2051 — Segregarea la limitele grăunților a fosforului în oțelul inoxidabil 304L (comunicare), p. 2061 — Discutarea „efectului de regresie și al tratamentului ide reîmbătrînire asupra microstructurii Al-7075-T651", p. 2068 — Influența expunerii termice asupra reacțiilor de interfață și asupra rezistenței în materialele compozite cu aliaj de magneziu întărite cu fibre din oxid de aluminiu, p. 2069 — Efectul borului asupra comportării la coroziune a aliajului policristalin Ni_3Al, p. 2072 — Îmbunătățirea rezistenței și a conductibilității electrice a aliajului de cupru cu ajutorul tratamentului termomecanic, p. 2073.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 3, 1986

Aspecte asupra economiei de energie la elaborarea fontei brute, p. 81 — Stadiul și dezvoltarea procedeelor de elaborare a fontei lichide fără utilizarea cocsului de furnal, p. 86 — Premise tehnice și experiența practică cu modul de funcționare al benzilor de aglomerare în zona de sarcină maximă, p. 91 — Măsuri de raționalizare și reconstrucții în producția de oțel electric a R.D.G., p. 94 — Procedeu de elaborare a oțelului în convertizor cu 100% încărcătură solidă (fier vechi), p. 98 — Cercetări asupra tratamentului în oală al topiturilor feroase prin injectare de gaz și materiale solide, p. 100 — Distribuția manganului și siliciului între aliajele de Fe-Si--Mn saturate cu carbon și zgurele CaO-SiO_2-MnO (CaF_2) la 1550 °C, p. 100 — Corelația dintre consumul materialelor și calitatea producției, p. 102 — Influența recoacerii asupra sulfurilor din oțelul carbon, p. 106 — Utilizarea unui analizor cu fluorescență Roentgen VRA-30, în industria siderurgică, p. 108 — Determinarea hidrogenului dintr-un oțel cu rezistență mare, p. 112 — Contribuție la analiza roentgenografică a configurației defectelor rețelei de gradul I din cristalele de soluție solidă de fier, p. 115 — Măsurări termoelectrice asupra suprafețelor din oțel tratate cu laser, p. 115 — Sesiuni și expoziții asupra cuptoarelor electrice cu arc ale Societății de mine și metalurgie din R.P.U., p. 117.

Giesserei, R.F.G., nr. 7, 1986

Prin automatizare se îmbunătățesc condițiile de muncă la curățirea pieselor turnate — mașinile-unelte cu comandă numerică controlate cu senzori facilitează o prelucrare economică, p. 183 — Debavurarea cu foarfeci — o tehnică de curățire cu mari posibilități, p. 187 — Proiectul de cercetări HdA „Munca în turnătorii", p. 191 — Sinteză bibliografică anuală asupra cuptoarelor de topire electrice, p. 197.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 3, 1986

Progresele turnătoriilor în R.D.G., începînd de la al X-lea congres al partidului, p. 75 — Studiul și cercetarea la Academia de mine Freiberg, în vederea pregătirii Congresului al XI-lea al Partidului Socialist Unitar din R.D.G., p. 77 — Contribuția secției de tehnologie de prelucrare a metalelor de la Universitatea tehnică „Otto von Guericke", Magdeburg, în domeniul tehnicii de turnare, dedicată celui de-al XI-lea Congres al Partidului Socialist Unit din R.D.G., p. 79 — Instalații automate de formare cu proces integrat de turnare, p. 80 — Dezvoltarea unui cuptor de recoacere cu vatră mobilă încălzit cu gaz, p. 84 — Experiența specifică utilizării echipamentului de automatizare în turnătorii sub presiune și în atelierul de curățare a pieselor turnate sub presiune, p. 87 — Experiența în domeniul automatizării turnării sub presiune a aluminiului, p. 90 — Aparat de măsurare a vitezei pentru mașinile de turnare sub presiune, p. 93 — Combinatul VEB Kombinat GISAG — programul expoziției Tîrgului de primăvară de la Leipzig, 1986, p. 94.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 3, 1986

Influența fazei gazoase asupra formării structurii materialelor carborundice, p. 5 — Cercetarea influenței compoziției granulației electrocorindonului asupra proprietăților produselor, p. 7 — Termostabilitatea și caracteristicile rezistenței la fisurare a materialului din oxid de aluminiu cu structură în straturi și granule, p. 9 — Material ceramic cu structură compactă pe bază de șamotă din mulit cu adaos de electrocorindon, p. 13 — Influența condițiilor de mărunțire a pulberilor de nitrură de siliciu asupra proprietăților șlicherelor termoplastice, p. 18 — Obținerea clincherului din periclaz sinterizat compact din produsele rezultate de la îmbogățirea chimică a pulberii magnezitice caustice, p. 20 — Fabricarea de cărămizi refractare termoizolatoare ușoare cu temperatura de funcționare pînă la 1750 °C, p. 24 — Modificarea schemei electrice a presei hidraulice, p. 28 — Surparea pneumatică cu impulsuri a materialelor pulverulente refractare în buncăre, p. 30 — Creșterea eficienței funcționării cuptoarelor cu cuvă la combinatul „Magnezit", p. 34 — Reparațiile la cald ale căptușelii furnalului, p. 37 — Analiza cauzelor uzurii crescute a cuptoarelor adînci de încălzire la slebingul 1150 de la uzina Ilici, p. 42 — Eficiența economică a controlului cărămizilor refractare, p. 47 — Asigurarea metrologică a producției de calcar metalurgic, p. 53 — Durificarea ceramicii din dioxid de zirconiu prin aportul transformării tetragonalo-monoclinale, p. 58.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 4, 1986

Diagrame generalizate și prognozarea fluajului refractarelor magneziene, p. 6 — Aprecierea termostabilității noilor materiale pe bază de cordierit, p. 10 — Legătura dintre proprietățile termoplastice și cele dielectrice ale refractarelor cu conținut de oxizi, p. 13 — Emisiunea acustică la deformarea și degradarea refractarelor corindonice, p. 15 — Studierea materialelor de șamotă cu liant uscat din aluminiu, crom și fosfat, p. 19 — Lianți pentru presarea produselor din materiale neplastice, p. 22 — Studierea structurii ceramicii pe bază de AlN, obținute din pulberi ultradisperse, p. 24 — Experiența recultivării pămînturilor, p. 26 — Comprimarea prin vibrații a produselor termoizolatoare din corindon, p. 28 — Producția de plăci refractare termoizolatoare și utilizarea acestora la căptușirea distribuitoarelor de la mașinile de turnare continuă a semifabricatelor, p. 33 — Studierea emanațiilor formate la arderea cărămizilor crommagnezitice în cuptoare-tunel, p. 36 — Mașină-unealtă semiautomată pentru tăierea produselor ușoare din corindon, p. 41 — Experiența utilizării refractarelor multicorindonice la bolțile cuptoarelor electrice pentru ela-

borarea oţelului electric, p. 43 — Particularităţile de obţinere şi utilizare a refractarelor cu conţinut mare de zirconiu, p. 46 — Influenţa vibraţiilor circuitului magnetic asupra macrostructurii căptuşelilor ştampate de la cuptoarele cu inducţie cu canale, p. 49 — Posibilităţile de căptuşire a cuptoarelor rotative cu cărămizi fasonate, p. 51 — Introducerea metodei de control tehnologic, p. 54.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 2, 1986

Cîteva exemple de materiale turnate solicitate la uzură, din producţia combinatului VEB SKET Magdeburg, p. 35 — Experienţa de utilizare a insuflării gazelor inerte la fabricarea pieselor turnate, p. 40 — Experienţe în exploatare în cazul încălzirii cu adaos de gaze la cubilourile cu aer cald cu recuperatoare de radiaţie, p. 41 — Rezultatele încercărilor cu argilă cu granulaţie fină de Friedland pentru materiale de formare pe bază de nisip cuarţos liate cu argilă-sticlă solubilă, p. 44 — Creşterea productivităţii prin optimizarea tehnologiei, p. 46 — Termografia, o metodă modernă de măsurare a temperaturii, p. 50 — Fabricarea cilindrilor în combinatul SKET, Magdeburg, p. 56 — Determinarea cifrei privind granulaţia în crusta dură a cilindrilor de laminor, p. 59 — Aplicarea matematicii în scopul optimizării proceselor de tratament termic, p. 61 — Cîteva aspecte asupra optimizării proceselor de tratament termic al pieselor turnate din oţel, p. 62 — Progrese în controlul nedistructiv al materialelor turnate, p. 64.

Giesserei, R.F.G., nr. 5, 1986

O nouă instalaţie de topire automatizată, pentru o turnătorie de aluminiu, p. 107 — Materiale izolatoare de separare şi lubrifiere pentru turnarea sub presiune a metalelor neferoase, p. 112 — Simularea asistată de calculator a solidificării unui suport de lagăr fabricat prin procedeul de turnare sub presiune, p. 118 — Cristalizarea şi proprietăţile materialelor compozite turnate — rezumatul raportului nr. 2 al comisiei CIATF 8.1, p. 119 — Sinteză bibliografică anuală asupra tehnicii execuţiei reţelei de turnare şi tehnicii de alimentare (urmare 23), p. 121.

Giesserei, R.F.G., nr. 6, 1986

Tehnologia turnării — Darea de seamă pe 1985 a VDG. Din activitatea Uniunii turnătorilor din R.F.G. (Verein Deutscher Giessereifachleute), p. 133 — Institutul pentru tehnologia turnării „Institut für Giessereitechnik", în anul 1985, p. 165.

Fonderie-Fondeur d'aujourd'hui, Franţa, nr. 48, 1985

Pătarea radiogramelor pieselor turnate din aliaje de aluminiu, p. 14 — Determinarea activităţii oxigenului dizolvat în oţelurile turnate, p. 25 — Studiul prin încercarea la şoc al fisurării unei fonte cu grafit vermicular, p. 32 — Alegerea unei instalaţii de topire electrică cu inducţie, p. 38 — Influenţa compoziţiei asupra microstructurii alamei $\alpha + \beta$ şi controlul acesteia cu ajutorul microcalculatorului, p. 44.

Fonderie-Fondeur d'aujourd'hui, Franţa, nr. 49, 1985

Alimentarea fontelor cu conţinut mare de crom (3% C — 27% Cr) turnate în forme crude, p. 19 — Turnarea în forme crude: evoluţia modurilor de tasare, p. 23 — Materiale utilizate în industria aerospaţială, p. 32 — Comanda automată a cochilelor, p. 39.

Fonderie-Fondeur d'aujourd'hui, Franţa, nr. 50, 1985

Optimizarea coeficientului de maselotare în funcţie de direcţia de alimentare a pieselor turnate în nisip, p. 12 — Brichetele de ferosiliciu şi controlul lor în laborator, p. 25 — Relaţia dintre proprietăţile fontelor cu 27% Cr măsurate cu ajutorul microsondei şi dimensiunea carburilor, p. 37.

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 2, 1986

Obţinerea unor refractare din oxid de crom cu densitate mică şi proprietăţile acestora, p. 5 — Segregarea chimică la topirea prin curenţi de inducţie a materialelor cu conţinut de magneziu, p. 9 — Unele legităţi ale procedeelor de obţinere a suspensiilor, a turnării şlicherului şi de sinterizare a pieselor turnate din corindon, p. 12 — Analiza prin spectrometrie masică a degajărilor de gaze din materialele termoizolatoare fibroase şi cu conţinut mare de siliciu, p. 20 — Controlul rezistenţei electrice a pulberilor de carbură de siliciu, p. 23 — Planificarea experienţelor în cercetările privind influenţa compoziţiei asupra proprietăţilor cărămizilor refractare, p. 25 — Refractare mulitocorindonice pentru bolţile cuptoarelor electrice pentru elaborarea oţelului, p. 31 — Blocuri fasonate din fibre refractare, p. 33 — Modernizarea filtrelor tip FVK, p. 36 — Studierea pe model a funcţionării sistemului de încălzire a cuptoarelor cu cuvă pentru arderea materiei prime refractare, p. 39 — Metodă de stabilire a conductibilităţii termice a pulberilor refractare în intervalul 400—2100 K, p. 43 — Adeziunea straturilor de acoperire la plăcile şi lingotierele din suspensii pe bază de siliciu şi sticlă de cuarţ, p. 47 — Modificări de fază şi de structură în refractarele forsteritice la funcţionarea acestora în grătarele regeneratoarelor de la cuptoarele pentru sticlă, p. 50.

CONDIȚII DE PREZENTARE A MANUSCRISELOR PENTRU REVISTA „METALURGIA"

1. *Textul* unui articol să nu depășească 10 pagini de 2000 de semne.

2. Articolul se *dactilografiază* la două rînduri, pe o singură față a filei. Formulele se scriu clar, cu semnele matematice și literele conform STAS.

3. Articolul va fi însoțit de un *rezumat* pe o filă separată.

4. *Desenele* se execută în tuș pe calc. Grosimea liniilor și curbelor, precum și mărimea literelor și cifrelor trebuie să fie corelate cu gradul de micșorare. Figurile foto trebuie să fie clare și cu contrast pronunțat.

5. *Figurile* și *tabelele* se menționează în text. Articolul va fi însoțit de un borderou de figuri dactilografiat pe o pagină separată.

6. *Tabelele* se dactilografiază pe pagini separate (în text se va indica locul acestora).

7. *Bibliografia* se prezintă în conformitate cu STAS 6158-60.

Cărți : numele autorului, inițiala prenumelui autorului, titlul cărții (la lucrările străine se va indica titlul în original), orașul în care a apărut lucrarea, editura, anul apariției, pagina la care se trimite sau prima și ultima pagină a fragmentului.

Periodice : numele autorului, inițiala prenumelui autorului, titlul articolului (la lucrările străine se va indica titlul în original), titlul periodicului, țara, numărul de ordine al periodicului, anul de apariție, prima și ultima pagină a fragmentului citat.

Bibliografia se va dactilografia de asemenea pe o pagină separată de text.

8. Predarea la redacție a manuscrisului dactilografiat se va face în două exemplare (un original și o copie).

Desenele pe calc și fotografiile se dau într-un singur exemplar.

9. Autorul trebuie să garanteze conținutul științific al articolului. În timpul fazelor redacționale și tipografice nu se adaugă intervenții în text.

10. Manuscrisele predate redacției nu se mai restituie autorului, chiar dacă nu se publică.

Materialele, prezentate conform indicațiilor de mai sus, se primesc la redacția revistei „Metalurgia" la următoarea adresă :

ICEM — Oficiul de informare documentară pentru industria metalurgică.

București, str. Mendeleev nr. 21—25, sect. 1, cod 70168.

Informații și relații se pot obține la telefonul 59.49.90.

ÎNTREPRINDEREA-ANTREPRIZĂ DE CONSTRUCȚII MONTAJE METALURGICE ȘI REPARAȚII

Tîrgoviște

Str. Laminorului nr.5
telex: 17268 - I.C.M.M. Dîmboviţa
cod: 0200
Tîrgovişte, jud. Dîmboviţa

Execută lucrări de construcții-montaj pentru:

- combinate siderurgice
- fabrici de produse refractare
- întreprinderi de prelucrări metalurgice
- fabrici de produse cărbunoase
- întreprinderi de extragere şi prelucrare a aluminiului, precum şi reparaţii capitale de agregate siderurgice şi din industria aluminiului

E 3280

Kohászat

METALURGIA

R 1986 OKT 15

REFERÁLVA

9

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XXXVIII • NR. 9 • SEPTEMBRIE 1986

CENTROZAP
35
1951 1986

centrozap

Societate de comerţ exterior cu răspundere limitată

exportă în domeniul metalurgiei:

- secţii complete
- linii tehnologice
- maşini şi instalaţii
- subansamble pentru instalaţii metalurgice şi cocsochimice
- servicii de construcţie-montaj

Pentru informaţii detaliate vă rugăm să vă adresaţi Societăţii de comerţ exterior cu răspundere limitată

CENTROZAP

ul. Mickiewicza 29
40–085 Katowice, R. P. Polonă
Telefon, 513–401; Telex: 0315771 cp pl

PUBLICOM

ORSZÁGOS MŰSZAKI ... KÖZPONTI ... 1986

METALURGIA

Anul 38 Nr. 9 Septembrie 1986

CUPRINS

Nicolae, A., Predescu, C., Mihăilescu, C., Covali, N., Murguleţ, N., Boiangiu, C., Ancuţ, R., Untea, G., Andrei, G. şi *Scurina, D.*: **Premise favorabile inlocuirii parţiale a cocsului prin cărbune la cuptoarele de feroaliaje** 417

Barca, F. şi *Penu, Anca Ileana*; **Posibilităţi de obţinere a unor produse grafitice de calitate superioară, prin folosirea unor lianţi şi tehnologii specifice** . . 420

Rohr, C., Schuster, M. şi *Ursu, V.*: **Turnarea sub presiune controlată de argon a lingourilor din oţeluri aliate** 424

Dumitrescu, A. T. şi *Roşu, I.*: **Un model de element finit al răcirii libere a unei brame. Descrierea modelului de element finit şi a algoritmului de calcul adoptat** 429

Ripoşan, I., Meteşoi, L., Solduban, D., Demidov, M. şi *Bria, A.*: **Implicaţiile utilizării cocsului de furnal în cubilou** 433

Dinescu, L., Constantin, Florica, Crăciunescu, C. şi *Haltrich, K.*: **Influenţa compactităţii grafitului şi a masei metalice asupra comportării la coroziune a fontelor** 438

Oprea, Fl., Miloşeriu, Olga şi *Vlad, Maria*: **Cercetări privind recuperarea zincului din subprodusele rezultate în procesul de zincare termică** 443

Atanasiu, N.: **Tribologia în prelucrarea materialelor metalice prin deformare plastică** 448

Deac, V., Brindaşu, D. şi *Muntean, A.*: **Cercetări privind influenţa nitrurării ionice asupra durabilităţii unor tarozi şi burghie din oţel rapid** *Rp3* 454

Pumnea, C.: **Instalaţii moderne de tratamente termice şi sinterizări în vid** 457

REVISTA REVISTELOR 419, 423, 428, 465, 466

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex : 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Tehnoredactor : EC. CHIPARIZOPOL

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

---

I. P. „Informația" – c. 2430

CONTENTS

DC : 662.2 : 669.168.3

Nicolae A., Predescu, C., Mihăilescu, C., Covali, N., Murguleț, N., Boiangiu, C., Ancuț, R., Untea, G. and *Scurina, D.* : **Favorable conditions for the partial replacement of coke by coal in ferroalloy furnaces**

The authors describe the advantages of the ferroalloy manufacturing determined by an hypoenergetical cokemaking technology characterized by the use of complex reducing agent (coke + coal).

Metalurgia 38 (1986), nr. 9. p. 417—419

DC. 621.743.422

Barca, F. and *Penu, A.* : **Ways of obtaining high-quality graphitic products by the use of specific binders and technologies**

The study of the way of obtaining high-quality graphitic structure has shown the possibility of the use of a new type of binder : tar extract in benzol which develops a graphitic structure with high crystallographic parameters.

The results of the researches have shown that an improvement of the quality of the graphitic materials occurred. This improvement is expressed by the increase of apparent density as well as by the decrease of porosity and resistivity.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 420—423

DC : 621.74.043 : 621—412

Rohr, C., Schuster, M. and *Ursu, V.* : **Argon controlled pressure casting for alloy steel ingots**

The authors present the principle of the controlled pressure casting method, the installation erection, the advantages and disadvantages of the method, as well as the possibility of applying it.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 424—428

DC : 621.785 : 621.78.082

Dumitrescu, A. T. și *Roșu, I.* : **A finite element model for the slab free cooling**

The paper contains a finite element model for the variation of the slab heat field within the range situated between the moment of furnace exit and the feeding in the first rolling stand.

To this respect the Galerkin method and the 9 knot finite elements have been used. The results which have been obtained have been compared to the experimental data determined for a steel type having the same material characteristics as those taken into consideration within the model.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 429—432

DC : 621.745.34 : 669.162.16

Ripoșan, I., Meteșoi, L., Solbudan, D., Demidov, M. and *Bria, A.* : **Implications of the use of blast-furnace coke in the cupola**

By analysing the effects of the use of blast furnace coke in the cupola, the paper highlights the decrease in foundry iron temperature and the cupola productivity, the increase of the sulphur content in foundry iron and the fact the quality becomes worse. The authors consider that the foundry coke may be replaced by blast furnace coke up to 30 %, under certain conditions presented in the paper.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 433—437

DC : 669.131.622 : 620.193.41

Dinescu, L., Constantin, F., Crăciunescu, C., Haltrich, K. : **The influence of graphite and metal mass compactness on cast iron corrosion behaviour**

The corrosion behaviour of cast iron in HCl and H_2SO_4 media is influenced by the graphite separations and the metal mass. The increase of the graphite compactness degree has contributed to the improvement of cast iron corrosion behaviour. The austenite structure ensures a higher corrosion strenght than the ferritic or ferrito-perlitic structure.

Tensile fracture strength and yield strength of the vermiculary and nodular graphite cast iron are not influenced to a large extent by the corrosion process.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 438—442

DC : 669.58

Oprea, Fl., Mitoșeriu, I. and *Vlad, Maria* : **Researches on the recovery of zinc from the by-products coming from thermal zinc plating process**

The paper presents the results of the laboratory experiments with a view to upgrading zinc under a metal form or under the form of oxides, carbonates, sulphide, sulphate, from the by-products resulting from the thermal zinc plating, for a low energy, fuel and material consumption, by combining the hydrometallurgical operations with the pyrometallurgical ones.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 443—447

DC : 621.9.014.2 : 529.374

Atanasiu, N. : **Tribology in the metallic material processing by plastic deformation**

The author describes the tribological phenomena occured during the plastic deformation at the tool-metal interface. Furthermore, the author analyses the influence of lubricants and additives on the quality of the processed surfaces, from the point of view of technological parameters.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 448—453

DC : 621.785.53

Deac, V., Brîndașu, D., and *Munlean, A.* : **Research on the influence of ionic nitriding on the durability of taps and drills made of Rp3 rapid steel**

The paper presents the results of a series of experimental researches on the influence of ionic nitriding at 500°C for 30 minutes on the durability of M12 × 1,5 taps and respectively of Ø 12 drills made of Rp3 rapid steel. The researches carried out have shown that the ionic nitriding at the above mentioned parameters determines the increase of durability up to 239 % for taps and respectively 218 % for drills, as compared to the same type of tools, but which had not suffered an additional ionic nitriding treatment.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 454—456

DC : 621.785

Pumnea, C. : **Modern heat treatment and vacuum sintering installation**

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 457—464

I N H A L T

DK : 662.2 : 669.168.3

Nicolae, A., Predescu, C., Mihăilescu, C., Covali, N., Murguleț, N., Boiangiu, C., Ancuț, R., Untea, G. und *Scurina, D.* : **Vorteilhafte Voraussetzungen für den teilweisen Koksersatz mit Kohle bei den Ferrolegierungsöfen**

Die Arbeit wiedergibt die von einer hypoenergetischen Verfahrenstechnik bedingten Herstellungsvorteile der Ferrolegierungen, die vom Einsatz eines komplexen Reduktors (Koks + Kohle) gekennzeichnet ist.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 417—419

DK : 621.743.422

Barca, F. und *Penu, A.* : **Möglichkeiten zur Erhaltung von graphitischen Erzeugnissen ausgezeichneter Qualität, mit Hilfe des Einsatzes einiger spezifischen Bindemitteln und Technologien**

Aus dem vorliegenden Studium, zur Erhaltung von graphitischen Strukturen mit ausgezeichneter Qualität, ging die Verwendungsmöglichkeit eines neuen Bindemitteltyps, Benzolpechextrakt genannt, hervor; das zur Entwicklung einer graphitischen Struktur mit übergeordneten kristallographischen Parametern beiträgt.

Aus den Erforschungsergebnissen ging hervor, dass, durch die Steigerung des Füllgewichts, die Verringerung der Porosität und des spezifischen Widerstands, eine Qualitätsverbesserung der graphitischen Erzeugnissen stattfindet.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 420—423

DK : 621.74.043 : 621—412

Rohr, C., Schuster, M. und *Ursu, V.* : **Argon-kontrolliertes Druckgiessen der aus legierte Stähle hergestellten Blöcke**

In der Arbeit wird auf das Prinzip der kontrollierten Druckgiessmethode, auf den Anlagenaufbau, auf die Nach- und Vorteile der Methode, wie auch auf ihre Anwendungsmöglichkeiten hingewiesen.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 424—428

DK : 621.785 : 621.78.082

Dumitrescu, A., T. und *Roșu, I.* : **Ein Finitelementmodell für die freie Abkühlung einer Bramme**

Die Arbeit beschreibt ein Finitelementmodell betreffend die Schwankungen des thermischen Feldes einer Bramme, während dem zwischen dem Ofenausbringen und dem Eintreten im ersten Walzgerüst enthaltenen Zeitraum.

Es wurden die Galerkinmethode und die Lagrange-9 Knoten-Finitelemente benützt. Die erhaltenen numerischen Ergebnissen wurden mit den Versuchsdaten einer Stahlsorte die dieselben Baustoffeigenschaften wie diejenigen des Modells aufweist, verglichen.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 429—432

DK : 621.745.34 : 669.162.16

Ripoșan, I., Meteșoi, L., Solbudan, D., Demidov, M. und *Bria, A.* : **Die Folgen des Hochofenkokseinsatzes im Kupolofen**

Anhand der Erforschung des Hochofenkokseinsatzes (CF) im Kupolofen, werden in der vorliegenden Arbeit die Herabsetzung der Roheisentemperatur und der Kupolofenleistung, die Steigerung des Schwefelgehalts aus dem Roheisen und dessen Qualitätsverminderung hervorgehoben. Man gelangt zur Schlussfolgerung, dass der Hochofenkoks (CF), mit bis zu 30% Hochofenkoks, in gewissen Bedingungen die weiterhin in der Arbeit vorgestellt werden, ersetzt werden kann

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 433—437

DK : 669.131.622 : 620.193.41

Dinescu, L., Constantin, F., Crăciunescu, C. und *Haltrich, K.* : **Einfluss der Graphitlagerungsdichte und der metallischen Masse auf das Korrosionsverhalten des Roheisens**

Der Korrosionswiderstand des Roheisens in HCl-und H_2SO_4-Medien wird von der Graphitabscheidungsform und von der metallischen Masse beeinflusst. Die Vergrösserung des Lagerungsdichtegrades des Graphits hat zur Verbesserung des Korrosionsverhaltens des Roheisens geführt. Das austenitische Gefüge verleiht dem Roheisen einen höheren Korrosionswiderstand als die ferritischen und ferritisch-perlitischen Gefügen.

Der Zugrisswiderstand und die Fliessgrenze des Gusseisens mit Kugel-oder Vermikulargraphit wird nur im gerin. gem Masse von der Korrosionsprozesseinwirkung beeinflusst-

Metalurgia 38 (1986) nr. 9, p. 138—442

DK : 669.58

Oprea, Fl., Mitoșeriu, O. und *Vlad, Maria* : **Untersuchungen betreffend die Zinkrückgewinnung aus den Unterprodukten-die während dem thermischen Verzinkungsvorgang entstanden sind**

In der Arbeit sind die Ergebnisse einiger Laboruntersuchungen vorgestellt, zwecks der Verwertung des Zinks, das unter metallischer oder oxydischer Form vorkommt, wie auch unter der Form von Sulfide und Sulfate und ebenfalls aus den Unterprodukten aus der thermischen Verzinkung entstammen, im Falle eines eingeschränkten Energie-Brennstoff-und Baustoffverbrauchs, anhand der Zusammenstellung von hydro-und trockenmetallurgischen Vorgängen.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 443—447

DK : 621.9.014.2 : 539.374

Atanasiu, N. : **Einsatz der Tribologie bei der plastischen Verformung der metallischen Stoffe**

In der Arbeit werden die tribologischen Erscheinungen die während der plastischen Verformung auf der Werkzeug-Metall-Kontaktoberfläche erscheinen, beschrieben. Gleichfalls wird der Einfluss der Schmiermitteln und der Zusätze auf die Qualität der verarbeiteten Oberflächen, im Zusammenhang mit den technologischen Parametern, analysiert.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 448—453

DK : 621.785.53

Deac, V., Brindașu, D. und *Muntean, A.* : **Untersuchungen betreffend den Einfluss der ionischen Stickstoffhärtung auf die Haltbarkeit einiger aus Rp3-Schnellarbeitsstahl hergestellten Gewinde- und Lochbohrern**

Die Arbeit bestätigt die Ergebnisse einer grossen Anzahl von experimentellen Untersuchungen, was betrifft den Einfluss der ionischen Stickstoffhärtung bei einer Temperatur von 500°C und einer Haltezeit von 30 min, auf die Haltbarkeit einiger aus Rp3-Schnellarbeitsstahl hergestellten M12×1,5-Gewindebohrern und bzw. Ø 12-Lochbohrern.

Aus den durchgeführten Untersuchungen ging hervor, dass die ionische Stickstoffhärtung, mit den angeführten Parametern, Steigerungen des Haltbarkeitsniveaus bis 239% hinsichtlich der Gewindebohrern und bzw. bis 218% hinsichtlich der Lochbohrern bestimmt; vergleichsweise mit denselben Werkzeugklassen, die aber nicht zu einer ionischen Stickstoffhärtungsnachbehandlung unterworfen wurden.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 454—456

DK : 621.785

Pumnea, C. : **Moderne Wärmebehandlungs-und Vakuumsinternanlagen**

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 457—464

SOMMAIRE

CD : 662.2 : 669.168.3

Nicolae, A., Predescu, C., Mihăilescu, C., Covali, N., Murguleț, N., Boiangiu, C., Ancuț, R. Untea, G. et Scurina, D. : **Les avantages du remplacement partiel du coke par charbon dans les fours de ferro-alliages**

Les auteurs décrivent les avantages de la technologie hypoénergétique d'élaboration, caractérisée par l'utilisation d'un agent réducteur complexe (coke + charbon).

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 417—419

CD : 621.743.422

Barca, F, et *Penu, A.* : **Voies d'obtention des produits graphitiques de qualité supérieure par l'utilisation des liants et des technologies spécifiques**

L'analyse du processus d'obtention des structures graphitiques de qualité supérieure a souligné la possibilité de l'utilisation d'un nouveau type de liant — l'extrait de brai en benzène — qui présente une structure graphitique à paramètres cristallographiques supérieurs.

On constante une amélioration de la qualité des matériaux graphitiques, concretisée dans l'augmentation de la densité apparente, la diminution de la porosité et de la resistivité.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 420—423

CD : 621.74.043 : 621.412

Rohr, C., Schuster, M. et *Ursu, V.* : **La coulée sous pression controlée d'argon des lingots en aciers alliés**

Les auteurs présentent le principe de la méthode de coulée sous pression contrôlée, la construction des installations, les avantages et les désavantages de la méthode, de même que les possibilités de l'utiliser.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 424—428

CD : 621.785 : 621.78.082

Dumitrescu, A. T. et *Roșu, I.* : **Un modèle d'élément fini de refroidissement libre d'une brame**

L'article présente un modèle d'élément fini de la variation du champ thermique d'une brame dans l'intervalle compris entre la sortie du four et l'introduction dans la première cage de laminoir.

On a utilisé la méthode de Galerkin et des éléments finis lagrangiens à 9 noeuds. Les résultats obtenus ont été comparés aux données expérimentales déterminées pour un acier ayant les mêmes caractéristiques du matériel que celles du modèle.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 429—432

CD : 621.745.34 : 669.162.16

Ripoșan, I., Meteșoi, L., Solduban, D., Demidov, M. et *Bria, A.* : **Les implications de l'utilisation du coke de haut fourneau dans le cubilot**

En analysant les effects de l'utilisation du coke de haut fourneau dans le cubilot, les auteurs mettent en évidence la diminution de la température de la fonte et de la productivité du cubilot, l'augmentation de la teneur en souffre de la fonte et la détérioration de la qualité.

Les auteurs présentent les conditions dans lesquelles le coke de fonderie peut être remplacé jusqu'à 30% par le coke de haut fourneau.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 433—437

CD : 669.131.622 : 620.193.41

Dinescu, L., Constantin, F., Crăciunescu, C., Haltrich, K. : **L'influence de la compactité du graphite et de la masse métallique sur le comportement à la corrosion des fontes**

La résistance à la corrosion des fontes en milieu de HCl et H_2SO_4 est influencée par la forme des séparations de graphite et la masse métallique. L'augmentation de la compactité du graphite a amélioré le comportement à la corrosion des fontes.

Les fontes à structure austénitique ont une résistance à la corrosion plus élevée que les fontes à structure ferritique ou ferrito-perlitique.

La résistance à la rupture à la traction et la limite d'écoulement des fontes à graphite vermiculaire et nodulaire sont peu influencées par le processus de corrosion.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 438—442

CD : 669.58

Oprea, Fl., Miloșeriu, O. et *Vlad, Maria* : **Recherches concernant la récuperation du zinc des sous-produits qui résultent dans le processus de zingage thermique**

On présente les résultats des expériments effectués en laboratoire à même de mettre en valeur le zinc (sous forme métallique ou sous forme d'oxyde, carbonates, sulphure, sulphats) qui existe dans les sous-produits qui résultent du zingage thermique à une consommation réduite d'énergie, combustible, matériaux, en combinant les opérations hydrométallurgiques et les opérations pyrométallurgiques.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 443—447

CD : 621.9.014.2 : 539.374

Atanasiu, N. : **La tribologie dans l'usinage des matériaux métalliques par déformation plastique**

On présente les phénomènes tribologiques qui ont lieu pendant la déformation plastique à l'interface outil-metal. L'auteur analyse également l'influence des lubrifiants et des additifs sur la qualité des surfaces usinées, en corrélation avec les paramètres technologiques.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 448—453

CD : 621.785.53

Deac, V., Brîndașu, D. et *Munteanu, A.* : **Recherches concernant l'influence de la nitruration ionique sur la durabilité de certains tarauds et forets en acier rapide Rp3**

L'article présente les résultats des recherches expérimentales concernant l'influence de la nitruration ionique (à 500°C pour une durée de 30 minutes) sur la durabilité de certains tarauds M12×1,5 et forets de ∅ 12 en acier rapide Rp3.

Les recherches ont dementré que la nitruration ionique effectuée aux paramètres mentionnés, augmente la durabilité jusqu'à 239% pour les tarauds et jusqu'à 218% pour les forets.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 454—456

CD : 621.785

Pumnea, C. : **Installations modernes de traitements thermiques et de frittage sous vide**

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 457—464

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 662.2 : 669.168.3

Николае, А., Предеску, К., Михэилеску, К., Ковали, Н., Мургулец, Н., Бонанджиу, К., Унтеа, Г. и *Скурина, Д.*: **Благоприятные предпосылки частичной замены кокса углем на ферросплавных печах**

В работе описаны преимущества в области производства ферросплавов гипоэнергетической технологией выплавки, характеризуемая применением комплексного восстановителя (кокс — уголь). Представлена программа, лежащая в основе промышленных исследований.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 417—419

ДК: 621.743.422

Барка, Ф. и *Пену, А.*: **Возможности получения высококачественных графитных изделий использованием специфических связывающих веществ и технологий**

Изучением получения высококачественных графитных изделий выявляется возможность использования связывающего вещества нового типа: экстракт смолы в бензоле, развивающий графитную структуру с высокими кристаллографическими параметрами.

Результаты исследований показали, что улучшаются качества графитных материалов, проявленные кажущей плотностью, снижением пористости и удельного сопротивления.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 420—423

ДК: 621.74.043 : 621.412

Рор, К., Шустер, М. и *Урсу, В.*: **Литье по контролируемом давлением аргоном слитков из легированных сталей**

Представлены принцип метода литья под контролируемом давлением, конструкция установок, преимущества и недостатки метода, а также и возможности его применения.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 424—428

ДК: 621.785 : 621.78.082

Думитреску, А. Т. и *Рошу, И.*: **Модель конечного элемента свободного охлаждения сляба**

Работа содержит модель конечного элемента изменения термического поля сляба в интервале между выходом из печи и входом в клеть стана.

Использовали метод Галеркина и конечные элементы с 9 узлами. Полученные цифровые результаты сравнили с экспериментальными данными, определенные для стали с одинаковыми характеристиками материала как и те рассматриваемые в модели.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 429—432

ДК: 621.745.34 : 669.162.16

Рипошан, И., Метешой, Л., Солбудан, Д., Демидов, М. и *Брия, А.*: **Последствия применения доменного кокса в вагранке**

Работа выявляет уменьшение температуры чугуна и производительности вагранки, повышение содержания серы в чугуне и ухудшение его качества. Считается, что литейный кокс может быть заменен до 30% доменным коксом в определенных случаях представленных в работе.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 433—437

ДК: 669.131.622 : 620.193.41

Динеску, Л., Константин, Ф., Крчионеску, К., Халтри, К.: **Влияние уплотнения графита и металлической массы на поведение хри коррозии чугуна**

На коррозионную стойкость чугунов в среде HCl и H_2SO_4 воздействует форма графитных выделений и металлическая масса. Повышение степени уплотнения графита привело к улучшению поведения при коррозии чугунов. Аустенитная структура придает чугунам более высокую коррозионную стойкость чем ферритные или ферритно-перлитные структуры.

На прочность на разрыв при растяжении и предел текучести чугунов с вермикулярным и шаровидным графитом мало влияет эффект коррозионного процесса.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 438—442

ДК: 669. 58

Опреа, Ф., Митошериу, О. и *Влад, Мария*: **Исследования рекуперации цинка из побочных продуктов процесса термического цинкования**

Представлены результаты лабораторных опытов для освоения цинка в металлическом виде или оксидном, карбонатном, сульфидном, сульфатном из побочных продуктов трмического цинкования при сниженном расходе энергии, топлива, материалов, сочетанием гидрометаллургических операций пирометаллургическими операциями.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 443—447

ДК: 621.9.014.2 : 539.374

Атанасиу, Н.: **Трибология в обработке металлических материалов пластической деформацией**

В работе описаны трибологические явления, появляющиеся при пластической деформации у поверхности контакта режущий инструмент-металл. Также анализируется влияние смазывающих веществ и присадок на качество обработанных поверхностей в соотношении с технологическими параметрами.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 448—453

ДК: 621.785.53

Деак, В., Брындашу, Д. и *Мунтеану, А.*: **Исследования влияния ионного азотирования на долговечность метчиков и сверл из быстрорежущей стали Rp3**

Представлены результаты широкого диапазона опытных исследований относительно влияния ионного азотирования при температуре 500°C и выдержке 30 мин на долговечность метчиков M12 + 1,5 и сверл Ø 12, изготовленных из быстрорежущей стали Rp3. Проведенные исследования выявили, что ионное азотирование при указанных параметрах определяет повышение долговечности на уровнях соответственно до 239% для метчиков и 218% для сверл, сравнительно с темиже категориями режущих инструментов, необработанны дополнительно ионным азотированием.

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 454—456

ДК: 621.785

Пумнеа, К.: **Современные установки термообработки и спекания в вакууме**

Metalurgia 38 (1986), nr. 9, p. 457—464

METALURGIA 9

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1986

Dr. ing. A. Nicolae, ing. C. Predescu, ing. C. Mihăilescu, ing. N. Covali şi prof. dr. ing. N. Murguleţ
Institutul politehnic — Bucureşti
ing. C. Boiangiu, ing. R. Ancuţ, ing. G. Untea, ing. G. Andrei şi ing. D. Scurina
Combinatul metalurgic Tulcea

Premise favorabile înlocuirii parţiale a cocsului prin cărbune la cuptoarele de feroaliaje

CZ : 662.2 :669.168.3

Una din sarcinile de deosebită importanţă ale celor ce lucrează în industria metalurgică este îmbunătăţirea calităţii produselor, în condiţiile păstrării sau chiar micşorării consumurilor specifice de materiale, combustibili şi energetice. În acest context se înscriu şi preocupările unui colectiv mixt de la Facultatea de metalurgie şi Combinatul metalurgic Tulcea, prin care se încearcă punerea la punct a unor măsuri eficiente de micşorare a consumurilor de energie şi combustibili la elaborarea feroaliajelor, domeniu în care deseori se înregistrează necesaruri energetice de peste 10 MWh/t, fără a socoti consumul de cocs, care, deşi este folosit ca material tehnologic, reprezintă un combustibil scump şi deficitar.

În momentul de faţă, pentru rezolvarea unor astfel de sarcini, cercetătorii şi proiectanţii au în vedere mai multe posibilităţi, cum sînt :

— valorificarea resurselor energetice secundare reprezentate în special de entalpia gazelor evacuate din cuptor, valorificare ce se poate realiza în special prin producerea de abur sau prin preîncălzirea încărcăturii ;

— punerea la punct a unor tehnologii de elaborare a feroaliajelor folosind minereuri sărace şi de granulaţie mică ;

— înlocuirea parţială a cocsului prin alţi reducători ;

— trecerea de la elaborarea electrotermică la cea prin combustie, apelîndu-se la tehnologiile de injectare în topituri metalice ;

— perfecţionarea constructivă a agregatelor ;

— creşterea comenzilor de feroaliaje fabricate cu consumuri energetice mai mici, ştiut fiind că, de exemplu, în condiţiile îmbunătăţirii tehnologiilor de elaborare a oţelurilor, se poate utiliza FeCr carburat în locul celui afinat.

În cele ce urmează, se vor prezenta unele aspecte legate de posibilităţile de înlocuire parţială a cocsului prin cărbune, ţinîndu-se seamă şi de unele referiri existente în literatura de specialitate [1—5].

O astfel de măsură poate fi clasificată în rîndul metodelor de ameliorare a eficienţei energetice a agregatelor termice metalurgice prin utilizarea de înlocuitori pentru combustibili scumpi şi deficitari. Dar, în acelaşi timp, ea poate fi privită şi ca o nouă tehnologie de fabricare a feroaliajelor, şi anume, elaborarea cu reducători complecşi (micşti). Astfel de tehnologii, care să ducă în final la avantajele de ordin energetic, pot fi denumite t e h n o l o g i i h i p o e n e r g e t i c e, terminologie prin care acestea se pot diferenţia de cele realizate cu consumuri de energie sau combustibili neeconomici, şi care ar urma să se numească t e h n o l o g i i h i p e r e n e r g e t i c e.

Trecerea la utilizarea cărbunilor în locul cocsului poate fi justificată economic, tehnologic, funcţional şi energetic.

Avantajul economic este evident dacă este vorba de înlocuirea, chiar şi parţială, a unui combustibil scump şi deficitar, în condiţiile agravante în care uzinele de feroaliaje întîmpină dificultăţi tot mai mari privind aprovizionarea cu cocs mărunt. În aceeaşi ordine de idei, în cazul elaborării, de exemplu, a FeSi75, trebuie avut în vedere faptul că la utilizarea cărbunilor se măresc atît cantitatea de SiO_2 disponibilă la 100 kg de cuarţită (Q_{SiO_2}), cît şi randamentul aparent de scoatere a SiO_2 definit prin relaţia :

$$\eta_{SiO_2} = \frac{(SiO_2)_{cuarţită} + (SiO_2)_{cenuşă\ cocs} + (SiO_2)_{cenuşă\ cărbune}}{(SiO_2)_{cuarţită}}$$

ceea ce înseamnă de fapt mărirea producţiei agregatului. Astfel, calculele preliminare efectuate luînd în considerare materialele cu com-

poziţiile date în tabelele 1 şi 2 duc la următoarele variaţii ale celor două mărimi (fig. 1):

$$Q_{SiO_2} = 99{,}96 + 0{,}082\ y$$

$$SiO_2 = 103 + 0{,}0845y$$

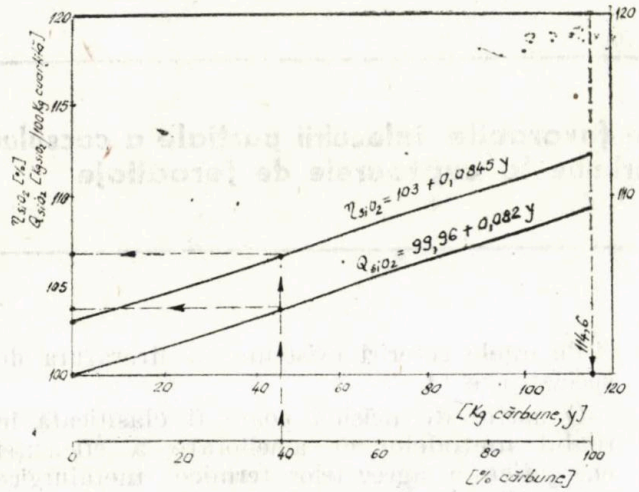


Fig. 1. Influenţa adăugării cărbunelui asupra unor parametri care caracterizează producţia agregatului

Din punct de vedere tehnologic pot apărea unele avantaje impuse de natura reducătorului, în sensul că procesele de elaborare sînt influenţate, mai cu seamă, de reactivitatea acestuia, noţiune prin care trebuie înţeleasă însă capacitatea materialelor cărbunoase de a reacţiona cu oxizii şi compuşii metalici care participă la proces.

Tabelul 1

Compoziţiile materialelor, %

	C_{fix}	Sulf	Volatile	Cenuşă	Apă
Cocs	80	2	4	13	1
Cărbune	44	—	21	35	—
Electrozi	85	—	5	10	—

Tabelul 2

Compoziţiile chimice ale cenuşilor, %

	SiO_2	Fe_2O_3	Al_2O_3	CaO	MgO	P_2O_5
Cocs	48,7	20	25	5	1	0,3
Cărbune	32	24	21	18	4,5	0,5
Electrozi	50	15	25	9	1	—

Prezenţa cărbunilor în încărcătură va introduce în mod sigur modificări funcţionale, întrucît regimurile electric şi gazodinamic sînt determinate de rezistivitatea electrică, respectiv de permeabilitatea stratului de materiale încărcate.

În ceea ce priveşte eventualele avantaje de ordin energetic, acestea sînt reprezentate de o previzibilă reducere a consumului specific de energie electrică din cauza modificării pozitive a rezistivităţii electrice a încărcăturii şi de mărirea coeficientului C_e de utilizare a energiei gazelor evacuate datorită creşterii debitului de gaze D_g, fapt dovedit şi de următoarea relaţie de calcul :

$$C_e = \frac{I_g \cdot D_g}{P_i} = \frac{c_{pg} \cdot t_g \cdot D_g}{P_i}$$

în care I_g este entalpia gazelor, iar P_i este puterea instalată a agregatului.

Pornind de la consideraţiile de mai sus, s-a întocmit un program de cercetare în cadrul căruia s-a urmărit :

— stabilirea nomogramelor de calculare a structurii reducătorului complex pentru o cantitate de C_{fix} necesară (în fig. 2 se prezintă, ca exemplu, nomograma pentru cazul elaborării FeSi75 din materialele descrise anterior);

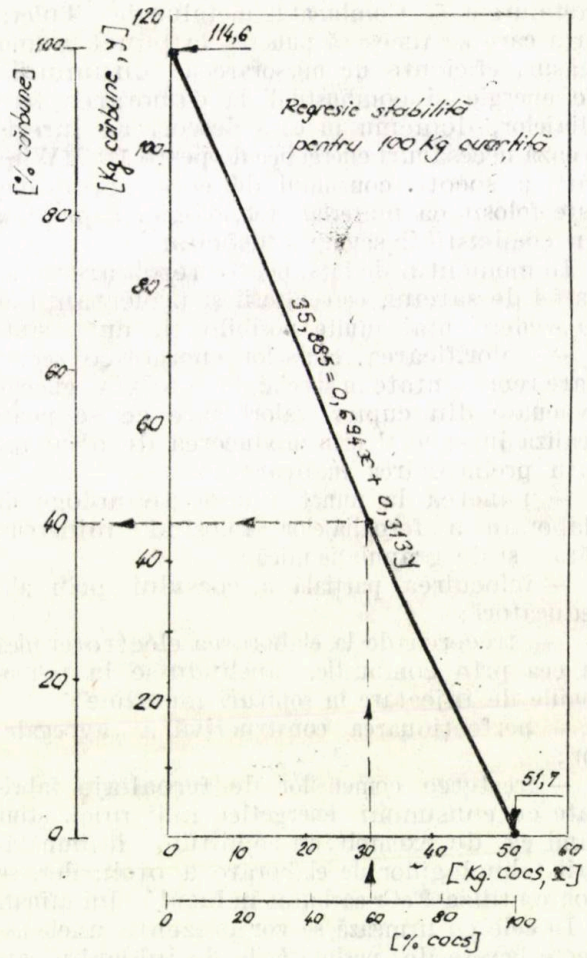


Fig. 2. Nomogramă pentru calcularea compoziţiei reducătorului complex utilizat la elaborarea FeSi75

— urmărirea influenței pe care o poate avea asupra calității feroaliajului și a regimului zgurei prezența unei cantități suplimentare de SiO_2 și Al_2O_3;

— determinarea structurii optime a reducătorului complex și a granulației recomandate pentru cărbune;

— modul în care sînt influențate regimul electric și regimul gazodinamic;

— aprecierea gradului de poluare a mediului înconjurător.

Pe baza rezultatelor obținute s-au stabilit prescripțiile tehnice și tehnologice de aplicare a acestei tehnologii hipoenergetice caracterizate prin utilizarea de reducător complex la elaborarea feroaliajelor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Mizin, V. G. și Serov, G. V. *Uglerodistîie vossta-noviteli dlia ferrosplavov*. Moscova Metallurghiia, 1976.

[2] * * * Patent R.D.G., nr. 157348/1981.

[3] * * * Patent U.R.S.S. nr. 629233/1977.

[4] Ciubinidze, T. A. *Elaborarea SiMn cu concentrat conținînd carbonat de mangan și cărbuni*. In: Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S. 1984, nr. 22, p. 47—48.

[5] Blakstad, R. *Aspecte economice privind fabricarea feroaliajelor*, Simpozion Voss, 1978.

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 9, 1986

Noi instrumente de finanțare — rolul băncilor, p. 405—Posibilități de creștere a productivității în transportul fără șine, p. 409 — Măsuri interdisciplinare de optimizare a instalațiilor și proceselor de producție, p. 415 — Stadiul și posibilitățile de dezvoltare ale procedeelor de reducere directă și topire reducătoare a minereului de fier, p. 421 — Laminarea țevilor fără sudură — probleme ale alegerii procedeului, p. 431 — Tehnologia CVC, un nou procedeu de laminare la rece pentru fabricarea benzii de oțel plane, p. 439 — Producția mondială de fontă brută și oțel brut pe anul 1985, p. 447 — Sistemul de impozite al R.F.G.: neechitabil, obscur, nesocial, p. 77 — Nou din trecut: industria minieră a Finlandei în anul 1887, p. 92.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 10, 1986

Industria siderurgică a R.F.G. — un exemplu pentru combaterea cu succes a crizei din Europa, p. 537 — Modificarea profilului grosimii benzii la laminarea la rece, p. 561 — Conducerea adaptivă a procesului la laminarea inelelor, p. 567— Extinderea uzinei siderurgice Shlobin, p. 571 — Dezvoltarea în continuare a spectrometriei prin emisie la utilizarea tehnicii ghidului de lumină și a microelectronicii, p. 575 — Material de referință certificat pentru analiza oțelului, p. 583 — Efectul de sulfurare al pulberilor de turnare uzuale, p. 589 — Tendințe de dezvoltare ale utilizării materiilor prime și metalurgiei în industria siderurgică a U.R.S.S., p. 591— Importanța economică a intrării în CE a Spaniei și Portugaliei, p. 595 — Crearea fundației de cercetare a utilizării oțelului, p. 75 — Nou din trecut: cuptoare pentru fier: forma, dezvoltarea, tehnologia, p. 82.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 11, 1986

Relatare despre sesiunea anuală 1986 a Eisenhütte Südwest, p. 605 — Morfologia oxizilor și sulfurilor la dezoxidarea topiturilor de fier cu mangan și siliciu, p. 611 — Morfologia oxizilor în topiturile de fier aliate cu crom, p. 619 — Reducerea conținutului de siliciu din fontă brută din furnal și din jgheabul furnalului, p. 623 — Încercări privind formarea zgurei spumante în cuptorul electric cu arc, p. 625 — Dezvoltări privind turnarea benzilor din oțel, p. 631 — Metoda și aplicarea unei simulări cantitative în laborator, a proceselor tehnice de decapare, p. 61 — Camioane industriale — automatizare, p. 647 — Sursele de energie și utilizarea economică a acesteia în R.F.G., p. 649 — Analiza riscurilor din tehnica de instalații, p. 81 — Nou din trecut: Situația industriei fierului în diferite țări. Perspectivele creării unei industrii a fierului în Australia, p. 92.

Stal, U.R.S.S., nr. 4, 1986

Particularitățile regimului de temperatură a creuzetului la funcționarea furnalelor cu insuflare de gaz natural și combustibil sub formă de praf de cărbune, p. 7 — Elaborarea în furnal, cu regim ciclic de insuflare a gazului natural, p. 12 — Direcțiile principale de creștere a eficienței desulfurării fontei cu magneziu, p. 16 — Construirea modelelor statistice multiple ale dependenței proprietăților metalurgice ale peletelor de factorii chimico-minerali și de regim, p. 20 — Lărgirea sortimentului de oțel de convertizor cu insuflare de oxigen, p. 26 — Creșterea gradului de tratare cu fondanți a peletelor cu scopul îmbunătățirii proprietăților metalurgice ale acestora, p. 25—Controlul conținutului și repartizării borului în oțel, p. 29 — Eficiența funcționării cuptoarelor cu arc electric de mare putere, p. 30 — Elaborarea oțelului în cuptoare cu arc electric de mare putere, p. 32 — Procedeu continuu de măsurare a temperaturii băii cuptorului cu arc electric de 100 t, p. 33 — Sarcini termice în cuptoarele cu arc electric de mare capacitate pentru elaborarea oțelului, p. 36 — Eficiența utilizării energiei electrice în cuptorul cu arc electric de elaborare a oțelului, cu arzătoare de gaze și oxigen, p. 39—Particularitățile energetice ale topirii încărcăturii în cuptoarele cu arc electric, de mare capacitate, în cazul utilizării diferitelor tipuri de fier vechi, p. 41 — Obținerea laminatului de profil transversal necesar pentru producția de tablă subțire, p. 43— Particularitățile sudării cap la cap prin topirea benzilor laminate la cald din oțel 65G, p. 46 — Asimilarea producției de sîrmă laminată pe laminorul 150 reconstruit al Combinatului metalurgic din Cerepoveț, p. 49 — Perfecționarea sistemului de comandă a acționărilor electrice ale laminoarelor, p. 54 — Filetarea țevilor, p. 59 — Tehnologia eficientă de fabricare a dornurilor răcite cu apă ale laminorului perforator, p. 63 — Cabluri de ridicare și de tracțiune pentru excavatorul pășitor de mare capacitate, p. 65 — Recondiționarea profilului cilindrilor de calibrare cu scule de materiale supradure, p. 66 — Recondiționarea cilindrilor de lucru ai laminoarelor 400 de laminare la rece, p. 68 — Căile de intensificare a tehnologiei de durificare a laminatelor, p. 69 — Influența răcirii accelerate după laminare, asupra calității laminatului pentru arcuri, p. 75 — Calitatea și structura sulfurilor globulare în oțelurile cu metale de pămînturi rare, p. 78 — Optimizarea procesului de presare a produselor din pulberi de formă complexă, cu ajutorul metodei interferometriei halografice, p. 83 — Perfecționarea încălzirii lingourilor în cuptoarele adînci cu regenerator, p. 92 — Asimilarea tehnologiei de ecruisare termică a țevilor cu utilizarea la călire a unui dispozitiv de stropire rotativ, p. 94 — Alegerea regimului optim de funcționare a recuperatorului cu radiație al cuptoarelor continue, cu role, p. 97 — Modernizarea sistemului de răcire a cuptoarelor cu role, p. 99 — Sistemul de reglare a regimului termic al regeneratoarelor, la fabricarea oxigenului, p. 101.

Posibilități de obținere a unor produse grafitice de calitate superioară, prin folosirea unor lianți și tehnologii specifice

ing. F. Barca și ing. Anca Ileana Penu
Institutul politehnic — București

CZ : 621.743.422

Scopul lucrării de față este reducerea porozității și rezistivității electrice a unor produse grafitice, prin folosirea unui liant eficient și aplicarea unei tehnologii noi de coacere, păstrîndu-se celelalte caracteristici chimico-tehnice neschimbate.

Reducerea porozității poate duce automat la scăderea rezistivității electrice, de aceea s-a urmărit în special modificarea acestui parametru. După cum se cunoaște, porozitatea materialelor grafitice se datorează în principal sistemului de pori pe care îl dezvoltă liantul în timpul coacerii și grafitării. O posibilitate de reducere a porozității este reducerea cantitativă serioasă a proporției de liant, fără a renunța la capacitatea de lipire a acestuia față de particulele solide, și o coacere cît mai blîndă a produselor presate, în special în domeniul de degazare maximă a liantului.

Conform literaturii de specialitate [3], [2], un reziduu de coacere cît mai mare se obține dacă se realizează o coacere cu viteza de încălzire sub 0,3°C/min, sub presiune [2], fără a lăsa materiile volatile să se degaje liber, deoarece acestea, prin fenomene de cracare termică, duc în final la obținerea de pirocarbon care se depune pe rețeaua pe cocs existentă [2], [3]. Astfel se obține o creștere a cantității de reziduu de la 30 — 48 pînă la 63—73%, deci aproape de la simplu la dublu, ceea ce înseamnă de fapt reducerea porozității [3].

Totodată, se cunoaște faptul că materialele cu structură grafitică se obțin din produse cu conținut ridicat de carbon (peste 90%), dar grafitabile. Astfel de materiale sînt : cocsul de petrol, smoala, gudroanele de cocserie etc. Liantul cel mai utilizat este smoala obținută prin distilarea gudronului de cocserie. Din studiul diferitelor smoale, precum și al extractelor acestora în solvenți, s-a observat că cea mai bună structură grafitică se obține din smoalele cu conținut redus de substanțe insolubile în benzen, sau după concepții mai noi [1] chiar din însăși fracția solubilă în benzen. Din punct de vedere al anizotropiei optice, cocsurile acestor smoale au anizotropie mozaic pe suprafețe medii, iar fracția solubilă în benzen are anizotropie de curgere. Aceste observații concordă și cu utilizarea, unanim acceptată și verificată practic, a cocsului de petrol care are și el anizotropie pe suprafețe mari (fie florală, fie de curgere).

Toate aceste considerente au dus la ideea utilizării drept liant nu a smoalei integrale, ci a extractului în benzen obținut din smoală și în nici un caz a unor materiale obținute din acestea prin eliminarea fracțiunilor ușoare aromatice.

Smoala produsă la Combinatul siderurgic Galați cu caracteristicile date în tabelul 1 a fost supusă extracției cu benzen prin fierbere la reflux timp de 1 h.

Tabelul 1

Caracteristicile smoalei

Caracteristica	Valoarea
Punct de înmuiere (I.B.), °C	89,5
Substanțe insolubile în benzen, %	33,01
Indice de umflare, mm	15
Materii volatile, %	52,02
Conținut de apă, %	0,4

După aceea, smoala s-a filtrat separîndu-se substanțele insolubile și substanțele solubile sub formă de filtrat diluat în benzen. Fracția insolubilă a fost spălată cu benzen fierbinte pînă la completa îndepărtare a substanțelor solubile în benzen, apoi uscată, materialul avînd un aspect pulverulent negru. Filtratul a fost supus distilării în scopul recuperării benzenului și obținerii fracției solubile propriu-zise, aceasta avînd în final un aspect brun roșcat și fiind un fluid vîscos la temperatura de 20°C, asemănător gudronului.

În continuare cele două materiale au fost încălzite individual, în absența aerului, pînă la temperatura de 850°C cu viteza de 1°C/min.

Cocsul obținut din fracția insolubilă în benzen a fost pulverulent și negru mat, ceea ce denotă că această fracție este lipsită de capacitate de lipire. Studiul microscopic indică obținerea unui cocs cu porozitate ridicată, pereți de cocs relativ subțiri și, ceea ce este foarte important, complet izotrop (fig. 1).

Cocsul obținut din fracția solubilă în benzen a fost asemănător cocsului de petrol, cu pori mari, dar complet topit, într-o singură bucată, cenușiu și cu luciu metalic. Studiul microscopic indică o structură cu pereți groși, reflectanță ridicată și anizotropie pe suprafețe mari, florală și de curgere, identică cu cea pe care o prezintă cocsul de petrol (fig. 2 și 3).

Aceste rezultate demonstrează faptul că utilizarea unor smoale cu conținut mare de materiale insolubile în benzen, linie pe care se merge de multe ori în etapa actuală, nu este tocmai indicată, folosirea lor pe scară largă fiind probabil legată mai mult de faptul că ele lasă un reziduu

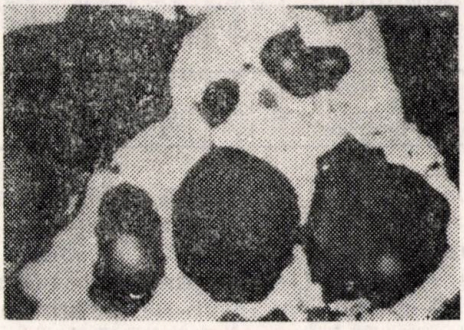


Fig. 1

Fig. 2

Fig. 3

de cocs mai ridicat în urma coacerii obișnuite, cu viteză de încălzire relativ constantă, fără palier la 300°C și cu degajarea liberă a materiilor volatile.

Etapa următoare a constat în producerea unor materiale grafitice în care liantul folosit este extractul în benzen al smoalei de la Combinatul siderurgic Galați. Compoziția este cea dată în tabelul 2. Se observă în primul rînd reducerea substanțială a liantului de la 25%, cît se folosește în mod curent, la 15%, ceea ce înseamnă că din punct de vedere cantitativ nu se modifică cu nimic necesarul de materie primă (smoală). Primele compoziții încearcă să excludă grafitul natural deoarece acesta are un conținut ridicat de cenușă (3%) și este un material deficitar și scump. Compoziția *B* are față de compoziția *A* o granulometrie diferențiată, introducînd și o fracție cu dimensiuni mai mari pentru a conferi rezistență mecanică mai mare. În sfîrșit, compoziția *C* păstrează granulația mare de cocs de petrol și introduce și grafit natural fin granulat. Acesta din urmă se poate înlocui cu deșeuri de electrografit cu conținut mai mic de cenușă.

Tabelul 2

Materialele utilizate în obținerea de mase grafitice, %

Material \ Compoziția	*A*	*B*	*C*
Liant	15	15	15
Cocs de petrol <0,04 mm	85	45	0
Cocs de petrol 0,63—0,71 mm	0	40	45
Grafit <0,04 mm	0	0	40

Materialele au fost dozate și omogenizate la cald, apoi presate în matrițe la 900 kgf/cm². Coacerea s-a efectuat în retortă închisă etanș, cu viteza de încălzire de 0,166°C/min pînă la 120°C, 0,08°C/min pînă la 250°C, 0,05°C/min pînă la 550°C, 0,08°C/min pînă la 600°C și 0,166°C/min pînă la 900°C. În acest mod s-a determinat formarea unui reziduu de coacere cît mai ridicat. Produsele coapte au fost împărțite în trei părți : o parte s-a supus analizelor, iar celelalte două au fost grafitate.

Analizele produselor coapte sînt prezentate în tabelul 3.

Tabelul 3

Caracteristicile produselor coapte

Caracteristici \ Compoziția	*A*	*B*	*C*
Densitate reală, g/cm³	1,413	1,448	1,601
Densitate aparentă, g/cm³	1,03	1,33	1,53
Materii volatile, %	2,71	3,95	5,12
Porozitate, %	12	16	15
Rezistența la compresiune, N/mm²	11,82	16,0	24,56
Rezistivitate electrică, ohm.m.10^{-4}	8,43	8,67	6,94

Se observă obținerea unor caracteristici bune, porozitate scăzută, densitate reală bună, rezistivitate electrică scăzută. Probele din compoziția *A* nu au avut rezistență mecanică suficientă pentru a fi șlefuite și lustruite, și de aceea nu au putut fi studiate microscopic. Pentru compozițiile *B* și *C* s-a observat o structură omogenă, cu porozitate redusă, cu o bună repartizare a fracțiilor granulometrice și, în special, cu o bună legare a acestora. Ele sînt compacte și omogene (fig. 4 și 5).

Grafitarea s-a efectuat în retortă închisă, sub presiune, cu viteza de 1,66°C/min pînă la 1 100°C, apoi 3,32°C/min pînă la 2 100°C și din nou 1,66°C/min pînă la 2 500°C, unde s-a

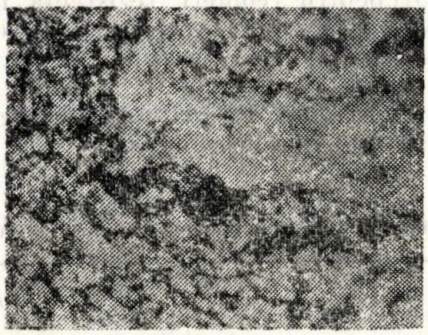


Fig. 4

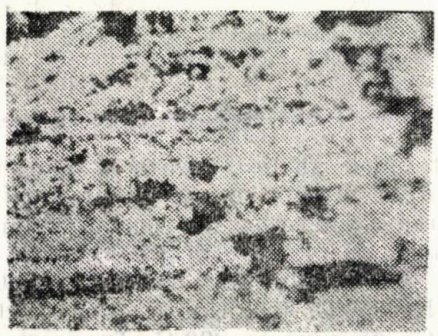


Fig. 5

menținut timp de 4 h. Produsele grafitate au fost analizate, rezultatele analizelor fiind prezentate în tabelul 4.

Din analiza acestuia se observă că rețeta *A* este total nefavorabilă datorită folosirii numai a cocsului de petrol fin granulat și lipsei totale a unui material inițial grafitat. Totuși, dacă

Tabelul 4

Caracteristicile produselor grafitice obținute din compozițiile A, B, C

Caracteristici \ Compoziția	*A*	*B*	*C*
Densitate reală, g/cm³	2,33	2,25	2,34
Densitate aparentă, g/cm³	1,23	1,40	1,56
Materii volatile, %	0,88	0,65	0,38
Rezistență la compresiune, N/mm²	6,25	11,61	18,65
Porozitate, %	16,0	20,0	18,0
Rezistivitate electrică, ohm.m.10⁻⁴	4,82	5,45	4,37

produsul este folosit sub formă de pulbere, acesta are caracteristici electrice și chimice foarte bune (densitate reală, conductivitate electrică mare, porozitate redusă).

Pentru produsele presate cea mai bună compoziție este compoziția *C*, care realizează densi-

Tabelul 5

Caracteristicile produselor de grafit pe plan național și pe plan mondial

Normativul	d_{ap} g/cm³	d_{real} g/cm³	*P* %	$R_{compr.}$ N/mm²	Rezist. el. ohm.m.10⁻⁴
STAS 4829-80	1,5	2,2	30	20	12
Le Charbon Lorraine	1,5	2,26	22	25	13

tăți foarte mari, o porozitate redusă, conductibilitate electrică foate bună și rezistență mecanică mulțumitoare. Valoarea absolută a rezistenței mecanice (18,65 N/mm²) este mai redusă datorită gradului avansat de grafitizare.

Structura microscopică a probelor indică o mai bună omogenitate a compoziției *C* și un grad de grafitizare mai avansat al particulelor de cocs de petrol de granulație mare. Liantul folosit a suferit o grafitizare la fel cu granulația fină a cocsului de petrol, acestea nemaiputînd fi deosebite de grafitul inițial introdus (fig. 6 și 7).

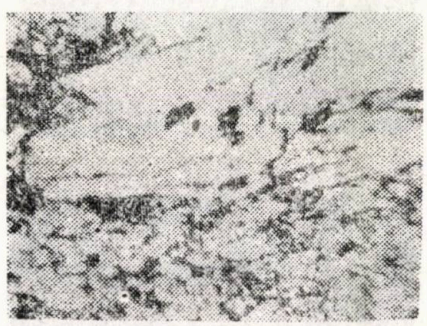


Fig. 6

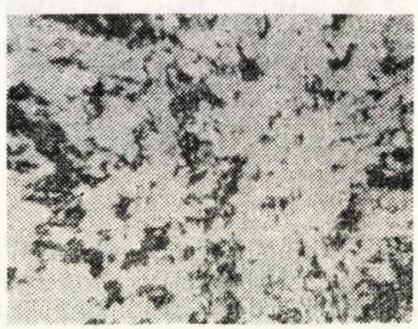


Fig. 7

Rezultatele obținute demonstrează că utilizarea liantului propus aduce o îmbunătățire simțitoare asupra calității produselor grafitice.

Concluzii

— Studiul obținerii structurilor grafitice de calitate superioară a relevat posibilitatea folosirii unui tip nou de liant, și anume ex-

tractul de smoală în benzen, care va dezvolta o structură grafitică cu parametri, cristalografici superiori și a unui drum nou în ceea ce privește concepțiile legate de îmbunătățirea calității lianților.

— Folosirea acestui liant se face în proporție de 15%, față de 25% cît era ponderea liantului clasic în rețete, fără a afecta capacitatea lui de liere.

— Pentru obținerea unor structuri omogene, compacte și bine grafitate, este necesar să se păstreze în compoziție o proporție de circa 40% grafit, fie natural, fie artificial, de granulație foarte fină (mai mic de 40 microni) și cocsul de petrol să aibă granulație mai mare, dar într-o clasă granulometrică cît mai restrînsă (0,63—0,71 mm).

— În aceste condiții se produce o îmbunătățire a calității materialului grafitic, manifestată prin creșterea densității aparente la 1,56 g/cm^3, scăderea porozității de la 30 la 18% și a rezistivității electrice de la $12 \cdot 10^{-4}$ ohm.m la $4{,}37 \cdot 10^{-4}$ ohm.m. Rezistența mecanică mai redusă (18,65 N/mm^2) se datorește grafitizării avansate, fiind apropiată de cea a grafitului pur.

BIBLIOGRAFIE

[1] Amamoto, K., Maeda, K., Takeshita, K. — *Carbonizarea smoalei; compatibilitatea componenților în carbonizare.* În: Fuel, nr. 1, S.U.A., 1977, pag. 49.

[2] * * * Pitch binder coke yields — I/EC, 1958/1, pag. 33.

[3] Masóczi, F. — *Experiment privind metoda de determinare a reziduului de cocs al smoalei* — A fémipari kutató intezet kölemenies, Budapesta, 1964/VII, pag. 249—260.

[4] Mizushima, S. — *Viteza procesului de grafitare a carbonului* — BI—School of Engineering, Keio University, Tokyo, 1961/IX.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 5, 1986

Economia de mangan la elaborarea feromanganului în furnal, p. 10 — Analiza productivității sistemelor de încărcare a furnalelor, p. 13 — Răcirea cu aburi a furnalelor, p. 16—Perfecționarea tehnologiei de aliere cu mangan a oțelului 08Iu și 08 sc pentru tablă auto cu conținut scăzut de carbon, p. 19 — Micșorarea consumului de dezoxidanți la elaborarea oțelurilor calmate în cuptoarele Martin, p. 19 — Micșorarea șutajului capului lingourilor mari din oțelul de construcție necalmat, p. 21 — Utilizarea deșeurilor din producție la turnarea oțelurilor aliate, p. 23 — Utilizarea undelor acustice la elaborarea oțelului în cuptoare Martin, p. 24 — Turnarea în sifon a oțelului, cu utilizarea indicatorului vitezei de ridicare a metalului în lingotieră, p. 26 — Ridicarea eficienței laminării profilelor de calitate livrate conform masei teoretice, la laminorul continuu de profile mijiocii 450, p. 27— Fabricarea dornurilor cave prin laminare pe laminoare Pilger, p. 28 — Regimurile de înfășurare a benzilor subțiri laminate la cald, p. 29— Utilizarea lubrifiantului „Coriandr-2" pentru laminarea tablei pe laminorul 1400, p. 30 — Dispozitivul de măsurare a lățimii benzii pe baza aparatelor cu sarcină electrică, p. 32 — Instalațiile pentru rodajul de întărire-curățare a cilindrilor, p. 33 — Întărirea termomecanică a cuțitelor de disc pentru tăierea benzii laminate la rece, p. 34 — Utilizarea betoanelor rezistente la căldură, în cuptoarele de încălzire, p. 36— Influența compoziției chimice a fontei de afinare asupra costului oțelului de convertizor, p. 39.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 4, 1986

Exigențe impuse dezvoltării proceselor de transport, manipulare și depozitare în scopul realizării strategiei de perfecționare a ramurii industriale de exploatări miniere, metalurgice și oxid de potasiu, p. 121 — Stadiul de dezvoltare și experiența utilizării roboților industriali de tip ZIM în industrie, în special în raționalizarea proceselor de manipulare a materialelor, p. 124 — Rezultatele și experiența cu integrarea în mai mare măsură a producției și transportului prin raționalizarea complexă a producției și transporturilor, prezentate prin exemplul unui mare combinat metalurgic, p. 127 — Experiența și perspectivele reducerii consumului de energie la elaborarea fontei brute, p. 130— Reducerea necesarului de energie la elaborarea fontei brute, p. 133 — Experiența practică de exploatare a furnalelor cu dispozitiv de închidere automată a furnalului, fără clopot, p. 133 — Comportarea cocsului în zona de topire și ardere a furnalului, p. 141 — Dezvoltarea rezervelor și utilizării plumbului, p. 143 — Contribuție la tehnica de fabricare a tacimurilor — istoric și prezent, p. 151 — Studiul de specialitate „Fabricarea materialelor feroase" în cadrul secției de „Metalurgia și tehnologia materialelor" a Academiei de Mine Freiberg, p. 158 — Comunicări de la Societatea de științe miniere (Montanwissenschaftliche Gesellschaft), p. 159.

Turnarea sub presiune controlată de argon a lingourilor din oţeluri aliate

Ing. C. Rohr, ing. M. Schuster
şi ing. V. Ursu
Institutul de cercetări metalurgice — Bucureşti

CZ : 621.74.043 :621-412

Accentul tot mai mare care se pune pe realizarea de oţeluri cu caracteristici superioare, în condiţii economice avantajoase, a impus căutarea unor noi soluţii pentru turnarea lingourilor, semifabricatelor de calitate şi realizarea electrozilor consumabili pentru retopire sub zgură şi sub arc în vid.

Una din soluţiile adoptate în ultima perioadă pentru fabricarea electrozilor consumabili, ca şi pentru turnarea lingourilor şi a semifabricatelor profilate, plate sau a pieselor, este turnarea sub presiune controlată, în lingotieră de grafit.

Acest procedeu se realizează cu cheltuieli mai mici de investiţii şi asigură creşterea scoaterii de metal de la 78—80% la 95—97%, la nivel de performanţă ce depăşeşte (pentru oţeluri inoxidabile) chiar turnarea continuă, cu 2—3%. De asemenea, poate suplini turnarea continuă la mărci de oţel dificil de turnat, cum sînt unele oţeluri mediu şi înalt aliate.

Turnarea sub presiune controlată este cunoscută de multă vreme, ea fiind aplicată în special în domeniul turnării aluminiului şi aliajelor neferoase.

Pentru turnarea fontei şi oţelului, pionieratul, ca şi dezvoltările ulterioare, aparţine firmei Amsted Ind. din S.U.A. Procedeul a fost utilizat la început la turnarea roţilor pentru vagoane de cale ferată, în forme de nisip, iar apoi, pentru îmbunătăţirea suprafeţei roţilor, s-a trecut la turnarea în forme de grafit.

Realizarea unor suprafeţe de calitate ridicată a pieselor turnate, ca şi eficienţa acestui procedeu, a determinat concernul Amsted să efectueze cercetări pentru aplicarea turnării sub presiune controlată la fabricarea lingourilor de oţel.

Experienţa acumulată de concernul Amsted şi mai apoi de firma Eastern Stainless Steel Corporation în domeniul construcţiei şi funcţionării instalaţiilor a demonstrat aplicabilitatea acestui procedeu în condiţii industriale şi a dus la introducerea lui de către o serie de firme (tabelul 1), în special producătoare de tablă inoxidabilă.

Principiul metodei de turnare sub presiune controlată este prezentat schematic în figura 1. Oala cu oţel lichid este introdusă într-un recipient închis ermetic şi supusă unei presiuni pneumatice. Oţelul lichid din oală este forţat să urce prin tubul de alimentare, care face legătura între oală şi lingotiera de grafit, montată în afara recipientului. Se evită în acest mod contactul oţelului lichid cu oxigenul din atmosferă (lingotiera de grafit se menţine la o mică suprapresiune cu argon). Presiunea necesară urcării oţelului din oală în lingotieră depinde de diferenţa de nivel dintre oală şi lingotieră, ca şi de caracteristicile constructive ale instalaţiei. Viteza de curgere a metalului se reglează prin variaţia presiunii gazului în recipientul presurizat.

În calculul parametrilor hidrodinamici ai procesului de turnare sub presiune controlată, se determină în primul rînd valoarea absolută

Tabelul 1

Firma	Greutatea şarjei	Produse şi mărci turnate
Lebanon Steel Foundries, Lebanon, S.U.A.	2,5 şi 10 t	Piese turnate din oţel carbon, aliat şi inoxidabil
Eastern Stainless Steel Corp., Baltimore, S.U.A.	max. 50 t (trei lingotiere)	Sleburi din oţel inoxidabil
Washington Steel Corp., Houston, S.U.A.	35 t (şase lingotiere)	Sleburi din oţel inoxidabil
Ingersoll Steel Division Borg Warner Corp., S.U.A.	9 şi 12 t (trei lingotiere)	Sleburi din oţel inoxidabil
New Castle, Indiana, S.U.A.	40 t	
Nyby Bruks AB, Nyby Bruks, Suedia	5, 10 şi 20 t (trei lingotiere)	Sleburi din oţel inoxidabil
Usines Emile Henricot Court-Saint-Etienne, Belgia	5 şi 10 t	Tagle din oţel inoxidabil
Kawasaki Steel Corp. Nischinomia, Japonia	45 t	Sleburi din oţel inoxidabil
Oregan Steel Mills Portland, S.U.A.	65 t (două lingotiere)	Sleburi din oţel carbon
Myoda Metals Co., Japonia	2CE+AOD 10 t	Sleburi din oţel inoxidabil
Dneprospeţstal, Zaporojie, U.R.S.S.	CE 25 t	Electrozi pentru retopire din oţeluri aliate

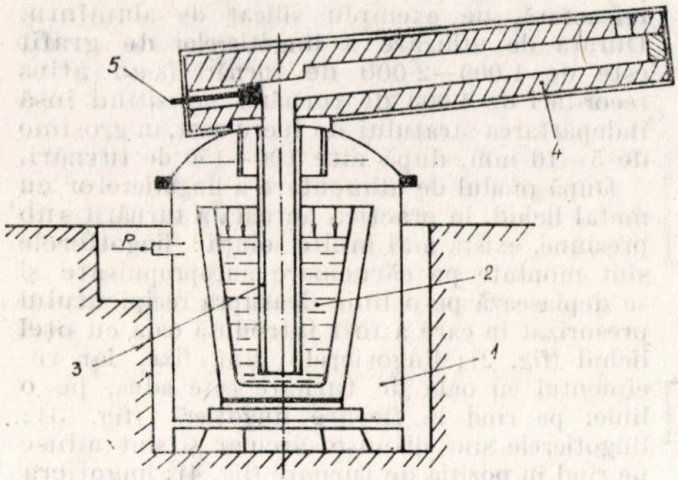


Fig. 1. Prezentare schematică a unei instalații de turnare sub presiune joasă:
1 — recipient de turnare; 2 — oală de turnare; 3 — tub de alimentare; 4 — lingotieră de grafit; 5 — închizător tub alimentare

a presiunii P_n, necesară ridicării metalului lichid din oala de turnare, pînă la punctul superior al lingotierei, cu o înălțime H. Avînd în vedere și scăderea nivelului oțelului lichid din oală cu ΔH, se poate scrie :

$$P_n = \gamma_0 (H + \Delta H) \quad [\mathrm{N/cm^2}] \qquad (1)$$

Pentru asigurarea unei bune compactități a materialului turnat trebuie asigurată o presiune excedentară, P_e, deci :

$$P_{tot} = (P_n + P_e) \quad [\mathrm{N/cm^2}] \qquad (2)$$

Pe baza constanței volumului de metal lichid în sistemul oală de oțel lichid — lingotieră și luînd în considerare variația nivelului de metal în ambele recipiente, există o relație liniară între viteza de creștere a nivelului de metal din lingotieră (v_1) și viteza de variație a presiunii gazului de presurizare în instalație, v_p :

$$v_p = K \cdot v_1 \quad [\mathrm{N/cm^2.s}] \qquad (3)$$

unde

$$K = \mu \cdot \gamma_0 \left(1 + \frac{S_L}{S_0}\right) \quad [\mathrm{N/cm^3}] \qquad (4)$$

în care μ este un coeficient care ține seamă de pierderile de presiune în sistem ;
S_L — suprafața secțiunii transversale a lingotierei ;
S_0 — suprafața secțiunii transversale a oalei cu oțel lichid.

Variațiile neliniare ale vitezei de creștere a presiunii în instalație duc la variații în viteza de creștere a nivelului de oțel în lingotieră.

Practica a dovedit că obținerea unei calități corespunzătoare a semifabricatelor turnate sub presiune este legată însă de o umplere cît mai uniformă a lingotierei.

În ceea ce privește influența presiunii excedentare asupra solidificării, trebuie arătat că prezența acesteia contribuie la mărirea duratei de contact între crusta solidificată și lingotiera de grafit, deci flux termic foarte mare, folosind conductivitatea termică foarte mare a grafitului (0,32 cal/cm.s.grad, comparativ cu 0,112 cal/cm.s.grad la fontă). Alimentarea continuă cu oțel lichid de jos în sus compensează golurile datorită contracției în timpul solidificării, mobilitatea lichidului fiind mai mare în condițiile acțiunii presiunii excedentare.

Construcția instalațiilor de turnare sub presiune controlată

Instalațiile de turnare sub presiune controlată constau în principal din : recipientul presurizat, capacul recipientului, oala cu oțel lichid, tubul de alimentare, lingotiera, stația pentru alimentare cu agent de presurizare.

Una din piesele cele mai importante ale instalației este tubul de alimentare, Proiectarea corectă a tubului și a etanșării lui este de mare importanță pentru buna funcționare a instalației. Tubul de alimentare trebuie să îndeplinească în principal următoarele condiții : să aibă refractaritate înaltă, să aibă stabilitate bună la solicitări termice și mecanice, să aibă o rezistență bună la atacul chimic al zgurei și al băii metalice, să asigure o etanșeitate bună pentru a evita pierderile de presiune.

Pentru confecționarea tuburilor s-au încercat pînă acum o serie de materiale cu rezultate mai mult sau mai puțin bune, cum ar fi : șamotă cu conținut ridicat de alumină, șamotă grafitată, magnezită, mulit, silicat de zirconiu, carbură de siliciu, nitrură de siliciu.

Unul din neajunsurile care intervin la turnarea sub presiune este formarea de dopuri în interiorul tubului de alimentare, care duce la întreruperea turnării. De aceea este necesar ca tuburile de alimentare să se preîncălzească la temperaturi de 900—1 000°C, înainte de utilizare.

Pentru confecționarea lingotierelor, al doilea element foarte important, s-a impus, încă de la începuturile procedeului, grafitul, datorită proprietăților sale : rezistență bună la șoc termic, conductivitate termică mare, coeficient redus de dilatare (stabilitate dimensională bună), prelucrabilitate bună (se realizează suprafețe foarte netede).

Lingotiera se realizează prin îmbinarea a două (pentru lingouri cilindrice), a patru (pentru blumuri și țagle) sau a șase plăci din grafit

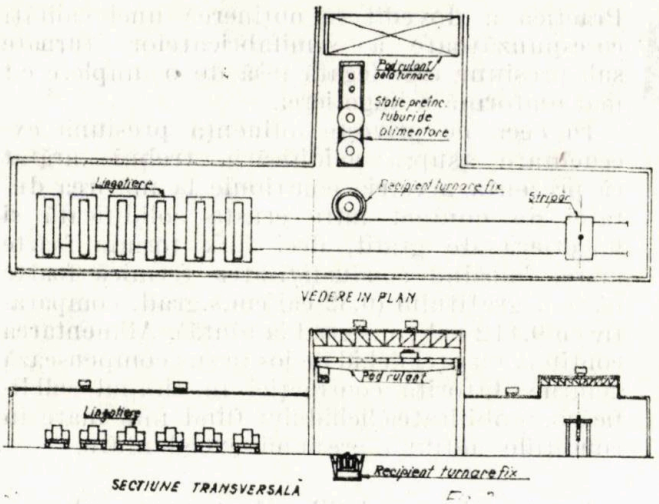


Fig. 2

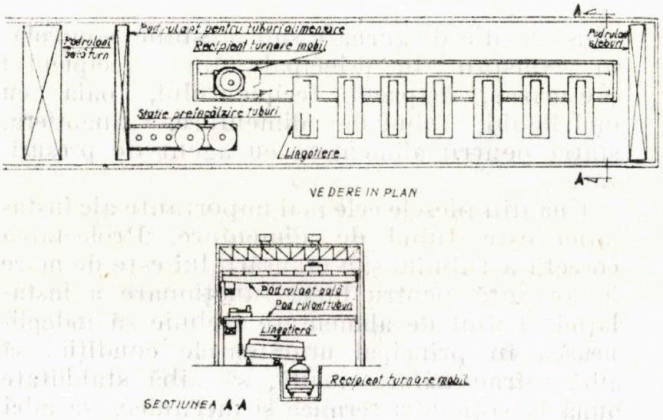


Fig. 3

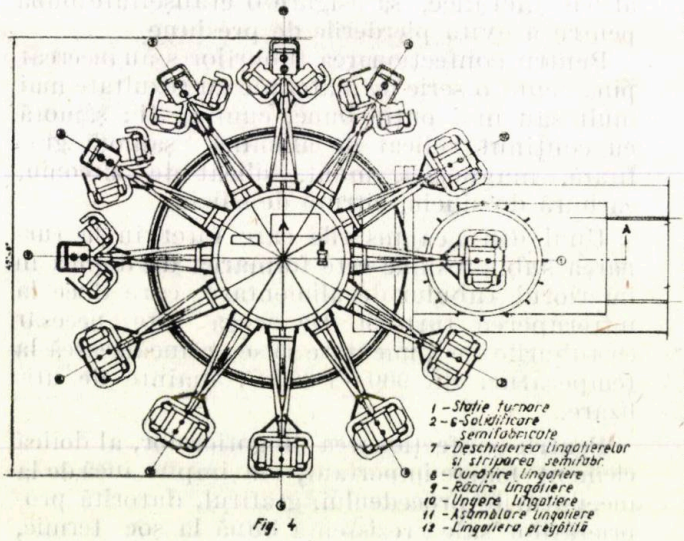


Fig. 4

montate în cadre rigide și presate împreună printr-un sistem hidraulic.

Pentru a evita interacțiunea metalului lichid cu placa de grafit și pentru realizarea unei suprafețe a semifabricatului cît mai netede, plăcile se ung înainte de utilizare cu o soluție refractară, de exemplu silicat de aluminiu. Durata de utilizare a lingotierelor de grafit este de 1 000—2 000 de turnări (s-au atins recorduri de 4 000 de turnări), necesitînd însă îndepărtarea stratului de lucru uzat, în grosime de 5—10 mm, după cîte 100—150 de turnări.

După modul de alimentare a lingotierelor cu metal lichid, în practica actuală a turnării sub presiune, există mai multe soluții : lingotierele sînt montate pe cărucioare autopropulsate și se deplasează pe o linie deasupra recipientului presurizat în care a fost introdusă oala cu oțel lichid (fig. 2); lingotierele sînt fixe, iar recipientul cu oala de turnare este adus, pe o linie, pe rînd la fiecare lingotieră (fig. 3); lingotierele sînt dispuse circular și sînt aduse pe rînd în poziția de turnare (fig. 4); lingotiera și recipientul sînt fixe—se utilizează atunci cînd toată șarja se toarnă într-o singură lingotieră (fig. 5).

Duratele de turnare sînt foarte scurte, variind de la cîteva minute pentru țagle cu secțiune de 100×100 mm la 10—15 min pentru sleburi de 15—25 t.

După solidificare formele de grafit se desfac, se extrag semifabricatele turnate, plăcile de grafit se răcesc, se curăță, se ung cu vopsea refractară și se remontează pentru o nouă turnare.

Presiunea care trebuie asigurată în recipient este în general de pînă la 5 kgf/cm² (în funcție de dimensiunile semifabricatului ce urmează a fi turnat, de înălțimea de montare a lingotierei și de etanșeitatea instalației).

În figura 6 este prezentat ciclul de turnare al unei lingotiere pentru sleburi de la firma Washington Steel Corp.

Calitatea oțelului turnat sub presiune

Secțiunile relativ mici ale semifabricatelor (electrozi, țagle, blumuri) turnate sub presiune, precum și conductivitatea termică foarte mare a grafitului favorizează o solidificare foarte rapidă, deci structură foarte omogenă, chiar în cazul oțelurilor aliate, cu tendință de transcristalizare, segregare.

Cercetările comparative efectuate pe semifabricate turnate sub presiune și din lingouri turnate în lingotiere de fontă, privind conținutul și repartiția incluziunilor nemetalice, evidențiază superioritatea semifabricatelor turnate sub presiune (fig. 7).

Prelevările de probe efectuate dintr-un electrod consumabil, de 6 m lungime, din oțel Rul 1, turnat sub presiune, au reliefat omogenitatea destul de bună a conținuturilor de gaze pe toată lungimea electrodului (tab. 2).

Suprafața semifabricatelor turnate sub presiune este în general mult mai bună decît cea a lingourilor clasice. Pierderile de metal prin

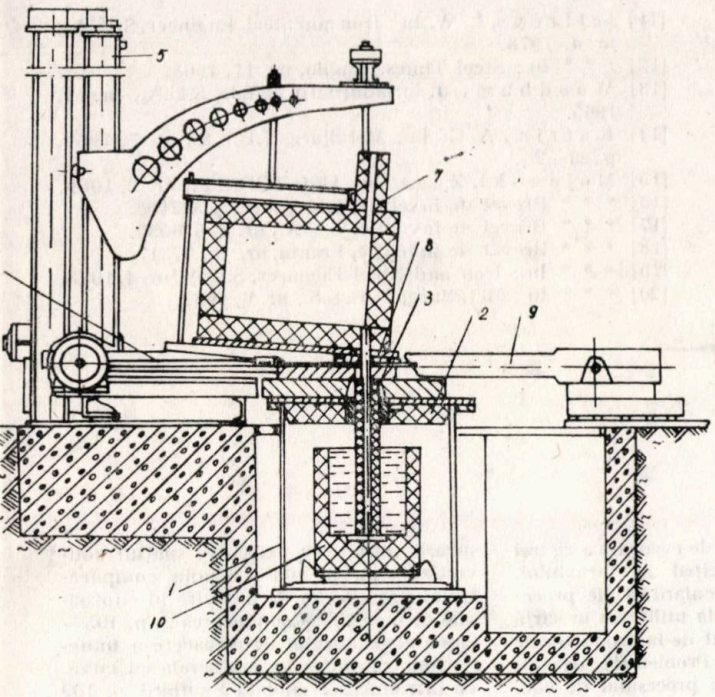


Fig. 5

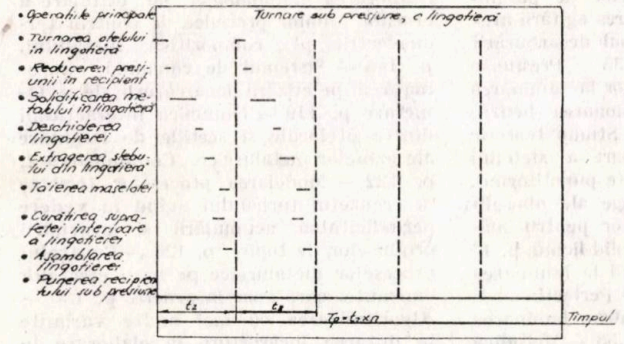


Fig. 6. Ciclograma duratei principalelor operații la turnarea sleburilor sub presiune joasă

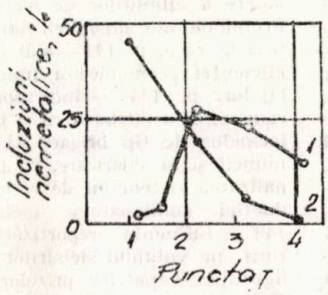


Fig. 7. Punctajul incluziunilor nemetalice globulare într-un oțel RUL turnat clasic (*1*) și sub presiune (*2*)

Tabelul 2

Locul de prelevare	Conținutul de gaze, %	
	O	N
Cap	0,0044	0,0074
Mijloc	0,0035	0,0070
Picior	0,0038	0,0081

polizare a semifabricatelor turnate sub presiune (oțel inoxidabil) sînt în general sub 0,25% din masa turnată, comparativ cu 5—10% la blumuri și sleburi laminate.

Avantajele și dezavantajele procesului de turnare sub presiune controlată

Unul din avantajele cele mai mari ale procesului de turnare sub presiune este, așa cum s-a arătat și la început, scoaterea mai ridicată de metal bun, comparativ cu procedeele clasice, cu 10—15% și respectiv cu 2—3% comparativ cu turnarea continuă.

Alături de aceasta, cheltuielile de investiții sînt mult mai reduse decît cele pentru realizarea unor secții de laminare degrosisoare. Turnarea sub presiune elimină laminarea primară și scurtează ciclul de fabricație similar cu turnarea continuă.

La turnarea sub presiune, ca și la turnarea continuă, se elimină, de asemenea, consumul energetic necesar încălzirii lingourilor pentru laminare (0,1—0,2 Gcal/t).

Un aspect negativ al procesului îl constituie pierderile relativ mari de oțel lichid, 5—7% din șarjă, deoarece tubul de alimentare nu poate prelua tot oțelul lichid din oală, neajungînd pînă la fundul acesteia.

În prezent mai există dificultăți în realizarea de blocuri de grafit omogene pentru lingouri mari.

Numai una dintre firmele care produc grafit, Union Carbide Corporation, a reușit, cu ajutorul unor piese foarte mari, să realizeze plăci de grafit foarte omogene, în greutate de peste 20 t, pentru turnarea de sleburi din oțeluri inoxidabile.

Posibilități de aplicare a turnării oțelului sub presiune

În prezent, prin turnare sub presiune controlată se toarnă lingouri-semifabricate de la 300 kg la 30 t.

În U.R.S.S., la uzina Dnepropetștal, procedeul este utilizat de peste zece ani la turnarea electrozilor de retopire, în secțiune pătrată de 200 × 200 mm și Ø 300 mm, cu lungimi de peste 6 m și greutate de 2 t.

În țările occidentale, așa cum rezultă și din tabelul 1, procedeul se utilizează în special pentru turnarea de sleburi din oțel inoxidabil. În ultima perioadă însă procedeul se aplică tot mai mult la turnarea sleburilor din oțel pentru ambutisare adîncă, oțeluri electrotehnice și chiar oțeluri rapide, în special țagle pentru extrudare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bertram, E. In: Giesserei, R.F.G., nr. 13, 1962.
[2] Sage, M. In: Iron and Steel, nr. 14, 1964.
[3] Quiu, T. S. In: Electric Furnace Proceedings, Vol. 18, 1960, p. 184—197.

] 4] Quiu, T.S. In : Journal of Metals, S.U.A., nr. 7, 1967.
[5] Drever, J. K. ş.a. In : Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 12, 1963.
[6] Dorons, J. J. In : Metal Progress, S.U.A., nr. 4, 1963.
[7] Wodburu, J. ş.a. In : Journal of Metals, S.U.A., nr. 12, 1964.
[8] Fitch, T. S. ş.a. In : Iron and Steel Enginner, S.U.A., nr. 12, 1964.
[9] * * * In : Metall Progress, S.U.A. mai, 1965.
[10] * * * *Noutăţi în turnarea sub presiune joasă*, Kiev. Naukova Dumka, 1971.
[11] Jeffreys, L. W. In : Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 4, 1978.
[12] * * * In : Steel Times, Anglia, nr. 11, 1968.
[13] Woodbum, J. In :Journal of Metals, S.U.A., nr. 12, 1965.
[14] Katrin, A. G. In : Metallurg, U.R.S.S., nr. 7, 1969, p. 23—26.
[15] Mojewski, Z. ş.a. In : Hutnik, R.P.P., nr. 2, 1969.
[16] * * * Brevet de invenţie, S.U.A., nr. 3, 322186.
[17] * * * Brevet de invenţie, S.U.A., nr. 3, 656539.
[18] * * * Brevet de invenţie, Franţa, nr. 79, 17317.
[19] * * * In : Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 4, 1978.
[20] * * * In : Metallurg, U.R.S.S., nr. 6, 1982.

REVISTA REVISTELOR

Neue Hütte, R.D.G., nr. 5, 1986

Evaluarea prin mecanica ruperii a cordoanelor de sudură la oţelurile de construcţie de înaltă rezistenţă la solicitare mecanică ciclică, p. 161 — Influenţa conţinuturilor reduse de fosfor din fier asupra sensibilităţii sale la coroziunea fisurantă sub tensiunea anodică, p. 166 — Încercări privind influenţa pauzelor de sarcină asupra durabilităţii elementelor de construcţie, p. 172 — Influenţa tehnicii de pregătire a probelor asupra încercării de îndoire prin lovire a probelor crestate, p. 179 — Procedee de măsurare a tensiunii şi tensiunilor interne prin ultrasunete, p. 181 — Comportarea oţelului C60 cu diferite grade de duritate, supus solicitării la uzură, p. 186 — Contribuţie la calcularea temperaturii de fricţiune, în procesele de uzură prin alunecare — metal-metal, p. 191 — Protecţia oţelului turnat G-XNiCrSi37.17 cu ajutorul unei acoperiri de Al-Cu, contra efectelor atmosferei carburante, p. 192 — Studiu de specialitate „Utilizarea materialelor" la secţia „Metalurgie şi tehnologie a materialelor" de la Bergakademie-Freiberg, p. 195 — Al IV-lea colocviu „Tensiuni interne şi ecruisarea suprafeţei", p. 196 — Colocviul „Tendinţele de dezvoltare şi de evaluare a materialelor de construcţie refractare", p. 197 — Seminarul de la Karl-Marx-Stadt, al Academiei de Ştiinţe din R.D.G. asupra mecanicii corpurilor solide şi mecanicii ruperii, p. 198.

Iz. VUZ, Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S., nr. 4, 1986

Reducerea silicotermică a titanului din zgura de la fuziunea minereurilor titanomagnetice de la Kacikanarsk, p. 1 — Diagramele echilibrelor de faze pentru condiţiile dezoxidării oţelului cu aluminiu şi ytriu, p. 4 — Apartenenţa aliajelor metalice amorfe la sticlă, p. 9 — Determinarea limitei metalului lichid în creuzetul furnalului, p. 13 — Determinarea timpului de scurgere a zgurei lichide prin orificiul de evacuare a zgurei al jgheabului principal al furnalului, p. 16 — Unele particularităţi ale procesului de aglomerare la utilizarea în şarjă a ţunderului provenit de la producţia de laminate, p. 21 — Problemele dezvoltării şi perfecţionării procesului de convertizor cu oxigen, p. 24 — Viscozitatea topiturilor de zgură din sistemul CAF_2 — SiO_2-oxizi ai elementelor de pământuri rare, p. 31 — Studierea agitării metalului în oală, în procesul decarburării cu oxigen în vid, p. 35 — Presiunea exercitată asupra cilindrilor la laminarea cu ecruisare şi cu tensionarea benzii. Comunicarea 1, p. 37 — Studiu teoretic al procesului de deformare a slebului turnat continuu cu defecte punctiforme, p. 41 — Cercetări analoage ale oboselii termomecanice a oţelurilor pentru matriţe pentru matriţarea solid-lichid, p. 46 — Precizia oţelului rotund la laminarea la rece elicoidală, p. 50 — Perfecţionarea profilării cilindrilor pentru laminarea metalului pentru benzi, p. 55 — Metodica descrierii numerice a epurelor tensiunilor la laminarea la rece. Comunicarea 1, p. 59 — Metoda de determinare a coeficientului de frecare în funcţie de devansarea la laminare, p. 65 — Ereditatea structurală în oţelul rapid recopt, p. 68 — Structura de ordin apropiat topiturilor de fier cu carbon, mangan şi vanadiu, p. 72 — Criteriul roentgenografic pentru estimarea gradului de echilibru al aliajelor metalice multicomponente, p. 75 — Stabilitatea la coroziune a oţelului H18N12T, elaborat din şarja obişnuită şi primară, după tratamentul termic şi termomecanic, p. 77 — Comportarea carbonului în oţelul pentru tablele auto la tratamentul termic în diferite medii, p. 83 — Legătura proprietăţilor mecanice cu dezvoltarea transformării martensitice la încercarea oţelurilor crom-mangan, p. 86 — Durificarea oţelului eutectic deformat la rece, la călirea ulterioară, p. 92 — Mecanismul funcţionării şi metoda calculului perdelelor cu jet în regim de blocare aerodinamică completă a golurilor la cuptoarele de elaborare a oţelului, p. 94 — Influenţa acţiunii termice asupra desfăşurării suflării cu oxigen în spaţiul convertizorului, p. 100 — Studiu comparativ al procedeelor de încălzire în cuptoarele de încălzire. Comunicarea 2, p. 105 — Calculul procesului de recoacere a minereurilor sideritice în cuptoarele cu cuvă, cu introducerea gradată a suflării, p. 109 — Transferul căldurii prin peretele gurii de aer în regim nestaţionar, p. 112 — Elaborarea metodologiei de estimare a erorilor noilor procedee de control termoelectric al compoziţiei metalului, p. 115 — Sistemul de comandă automată a peletizării încărcăturii de aglomerare p. 119 — Dinamica interacţiunii dintre oţelăriile şi secţiile de laminare ale uzinelor metalurgice. Comunicarea 2, p. 122 — Modelarea proceselor termice în creuzetul furnalului avînd în vedere periodicitatea acumulării şi evacuării produselor de topire, p. 126 — Controlul proceselor metalurgice pe baza efectelor ionizante, care apar la ardere, p. 130 — Algoritmizarea cu mai multe variante la dozarea încărcăturii la elaborare în furnal, p. 132 — Influenţa componenţei autoechilibrante a diagramei efortului de laminare asupra deformării la încovoiere a cilindrilor de lucru, p. 138 — Probleme ale dinamicii laminorului de ţevi la rece, p. 141 — Căi de creştere a eficienţei economice a funcţionării utilajelor, p. 144 — Indicatorii eficienţei economice a introducerii şi perfecţionării formelor de tip brigadă la organizarea muncii şi la salarizare, p. 147 — Raţionalizarea sistemului de comandă a producţiei combinatelor metalurgice, p. 149 — Influenţa repartizării temperaturii pe volumul sleburilor asupra configuraţiei capetelor prizelor, p. 153 — Influenţa regimului de coborîre a coloanei de materiale asupra repartizării radiale a încărcăturii, p. 154 — Influenţa consumului de var asupra compoziţiei de echilibru a metalului şi zgurei la afinarea fontei cu vanadiu, p. 154 — Calculul eforturilor la deformarea benzii cu secţiune dreptunghiulară, p. 155 — Alegerea arzătoarelor pe baza caracteristicilor hidraulice generalizate, p 156 — Analiza comparativă a compoziţiei chimice a gazelor de convertizor, p. 157.

ing. A. T. Dumitrescu și cib. I. Roșu
Institutul de fizică și tehnologia materialelor — București

Un model de element finit al răcirii libere a unei brame. Descrierea modelului de element finit și a algoritmului de calcul adoptat

CZ : 621.785 :621.78.082

Problema răcirii libere a unei brame în intervalul cuprins între scoaterea ei din cuptor și intrarea în prima cajă de laminare constă în rezolvarea ecuației cu derivate parțiale, de tip parabolic, a căldurii pentru un domeniu simplu.

Soluția acestei probleme cu metoda diferențelor finite și cu condiții la limită liniare datează de multă vreme, o schiță de rezolvare fiind dată și în [1].

Abordările cu metoda elementului finit sînt de dată mai recentă și se referă doar la cazul staționar [2] și nestaționar pentru semifabricate rotunde [3].

Prezenta lucrare conține determinarea variației în timp a cîmpului termic al unei brame, în timpul răcirii libere, utilizîndu-se ecuația de propagare a căldurii și metoda lui Galerkin. S-au folosit elemente finite lagrangiene cu nouă noduri și funcții de interpolare pătratice, integrările numerice efectuîndu-se cu metoda Gauss-Legendre.

Corectitudinea modelului de element finit construit și a algoritmului de calcul elaborat a fost verificată prin confruntarea rezultatelor numerice obținute cu cele determinate experimental în [4]. Analiza efectuată arată o bună concordanță între datele experimentale și cele obținute pe baza modelului de element finit.

Prima parte a lucrării cuprinde prezentarea modelului de element finit și a algoritmului de calcul adoptat, iar partea a doua rezultatele numerice obținute.

Formularea problemei inițiale și la limită

Problema termică pentru semifabricatul rigid a fost modelată și rezolvată cu ajutorul metodei elementului finit.

La un moment curent $t \in [0, t_m]$ semifabricatul ocupă un domeniu spațial Ω_0 mărginit de frontiera Σ_0. Notînd cu T temperatura absolută, cu $\underset{\sim}{q}$ vectorul-flux de căldură și cu $q = \underset{\sim}{q} \cdot \underset{\sim}{n}$ fluxul de căldură prin Σ_0, $\underset{\sim}{n}$ fiind versorul normalei exterioare la Σ_0, se presupune că variația spațio-temporală a cîmpului termic T este guvernată de ecuația de propagare a căldurii

$$\rho c_v \frac{\partial T}{\partial t} + div\, \underset{\sim}{q} = 0 \qquad (1)$$

iar ecuația constitutivă a fluxului vectorial $\underset{\sim}{q}$ este cea a lui Fourier

$$\underset{\sim}{q} = -k \operatorname{grad} T \qquad (2)$$

unde ρ este densitatea de masă, c_v este căldura specifică la volum constant, iar k reprezintă conductibilitatea termică; c_v și k pot depinde de temperatura curentă a corpului.

Se consideră acum că frontiera Σ_0 se poate descompune din punctul de vedere al condițiilor la limită termice în următoarele părți disjuncte :

— suprafața Σ_T, pe care este dată temperatura T^* ;

— suprafața Σ_q, pe care este dat fluxul de căldură q^* ;

— suprafața Σ_e, pe care este dat fluxul de căldură în funcție de temperatura superficială a materialului și temperatura $\bar{T}$ a mediului ambiant.

În cazul schimbului de căldură prin Σ_e, acesta se realizează atît prin convecție cît și prin radiație, fluxul de căldură

$$q = \underset{\sim}{q} \cdot \underset{\sim}{n} \qquad (3)$$

prin frontiera Σ_e fiind dat de relația

$$q = a_c(T - \bar{T}) + a_r(T^4 - \bar{T}^4) \qquad (4)$$

unde a_c și a_r reprezintă coeficienții de transfer ai căldurii prin convecție, respectiv prin radiație, iar T și $\bar{T}$ sînt temperatura superficială a materialului, respectiv temperatura mediului ambiant, a_c și a_r depinzînd în general de material și de mediul ambiant.

Relația (4) poate fi scrisă sub forma echivalentă :

$$q = a(T - \bar{T}),\ a = a(T, \bar{T}) =$$

$$= a_c + a_r(T + \bar{T})(T^2 + \bar{T}^2) \qquad (5)$$

unde a este un parametru de convecție ce depinde de T și $\bar{T}$. Pentru un interval temporal suficient de mic a poate fi presupus constant în calculele numerice, însă valoarea sa trebuie să fie reactualizată la fiecare pas în cursul integrării în timp a ecuației de propagare a căldurii.

Din (1) — (5), pentru $t \in [0, t_m]$ se obține următoarea formă a ecuației de propagare a căldurii și a condițiilor la limită

$$\rho c_v \frac{\partial T}{\partial t} + div\,(k \operatorname{grad} T) = 0 \quad \text{în } \Omega_0 \qquad (6)$$

$$T = T^* \quad \text{pe } \Sigma_T \qquad (7)$$

$$k\frac{\partial T}{\partial n} = -q^* \qquad \text{pe } \Sigma_q \qquad (8)$$

$$k\frac{\partial T}{\partial n} = -a(T - \bar{T}) \qquad \text{pe } \Sigma_e \qquad (9)$$

condiția inițială avînd forma

$$T(\underset{\sim}{x}, 0) = T_H \qquad (10)$$

$\underset{\sim}{x}$ fiind vectorul de poziție al unui punct curent din $\Omega_0 \cup \Sigma_0$, iar T_H temperatura medie de scoatere din cuptor.

Discretizarea spațială a cîmpului de temperatură

Înainte de deformare, semifabricatul are o formă paralelipipedică, lungimea sa fiind mult mai mare decît celelalte dimensiuni. Avînd în vedere că influența capetelor semifabricatului asupra distribuției cîmpului de temperatură se manifestă pe o distanță relativ mică în raport cu lungimea sa, a fost neglijată dependența de x a temperaturii, deci :

$$T = T(z, y, t) \qquad (11)$$

Orice secțiune transversală arbitrară în semifabricat are două axe de simetrie perpendiculare. Intersecția celor două axe se consideră originea unui sistem de coordonate carteziene (x, y, z), iar datorită simetriei problemei se va discretiza doar domeniul Δ_0, corespunzător valorilor pozitive pentru coordonatele y și z ale particulelor din secțiunea dată în figura 1.

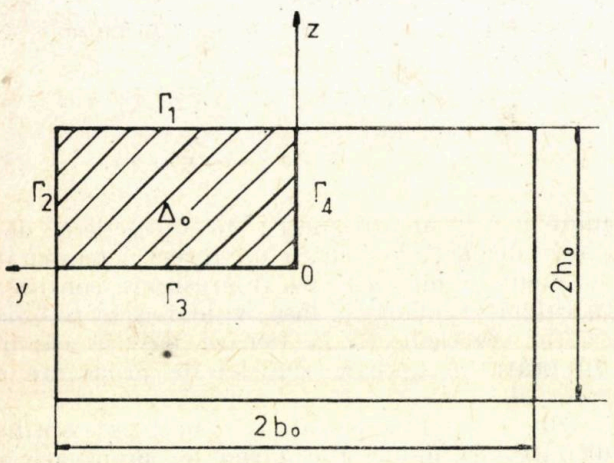


Fig. 1. Domeniul Δ_0 considerat în calculele numerice și componentele frontierei sale

Pentru domeniul Δ_0 cu frontiera

$$\Gamma_0 = \Gamma_1 \cup \Gamma_2 \cup \Gamma_3 \cup \Gamma_4$$

problema la limită (6) — (9) devine :

$$\rho c_v \frac{\partial T}{\partial t} - \text{div}(k \text{ grad } T) = 0 \quad \text{în } \Delta_0 \qquad (12)$$

$$k\frac{\partial T}{\partial n} = 0 \qquad \text{pe } \Gamma_q = \Gamma_3 \cup \Gamma_4 \qquad (13)$$

$$k\frac{\partial T}{\partial n} = -a(T - \bar{T}) \quad \text{pe } \Gamma_e = \Gamma_1 \cup \Gamma_2 \qquad (14)$$

iar condiția inițială este

$$T(z, y, o) = T_H \quad \text{în } \Delta_0 \cup \Gamma_0 \qquad (15)$$

Domeniul Δ_0 se împarte în n_e elemente finite și se caută cîmpul de temperatură sub forma aproximativă :

$$T(z, y, t) = \sum_{\beta=1}^{N} \Phi_\beta(z, y) T_\beta(t) \qquad (16)$$

unde N este numărul nodurilor globale, $T_1(t) \ldots T_N(t)$ sînt valorile nodale ale temperaturii, iar $\Phi_1 \ldots \Phi_N$ sînt funcțiile de formă de clasă C° în Δ_0, ce satisfac relațiile :

$$\Phi_\alpha(z_\beta, y_\beta) = \delta_{\alpha\beta}; \quad \alpha, \beta = 1 \ldots N \qquad (17)$$

z_β, y_β fiind coordonatele carteziene ale nodului global β,

$$\delta_{\alpha\beta} = \begin{cases} 1 \text{ pentru } \alpha = \beta \\ 0 \text{ pentru } \alpha \neq \beta \end{cases}$$

Pentru discretizarea spațială a problemei la limită și inițiale (12) — (15) se folosește metoda lui Galerkin, alegînd drept funcții-test funcțiile de formă $\Phi_1 \ldots \Phi_N$.

Amplificînd ecuația de propagare a căldurii (6) cu Φ_α și integrînd pe domeniul Ω_0 se obține :

$$\rho c_v \int_{\Omega_0} \frac{\partial T}{\partial t} \Phi_\alpha \, d\Omega = \int_{\Omega_0} div(k \text{ grad } T) \Phi_\alpha \, d\Omega \qquad (18)$$

Ținînd seamă de identitățile

$$\Phi_\alpha \, div(k \text{grad } T) = div(k\Phi_\alpha \text{ grad } T) -$$

$$- k(\text{grad } \Phi_\alpha)(\text{grad } T),$$

$$\underset{\sim}{n} \cdot \text{grad } T = \frac{\partial T}{\partial n}$$

și integrînd prin părți, se obține din (18):

$$\rho c_v \int_{\Omega_0} \frac{\partial T}{\partial t} \Phi_\alpha \, d\Omega = \int_{\Sigma_0} k \Phi_\alpha \frac{\partial T}{\partial n} \, d\Sigma -$$

$$- \int_{\Omega_0} k(\text{grad}\Phi_\alpha)\,(\text{grad}\ T)\, d\Omega \qquad (19)$$

Integrînd din nou (19) în raport cu x și împărțind cu l_0, lungimea semifabricatului,

$$\rho c_v \int_{\Delta_0} \frac{\partial T}{\partial t} \Phi_\alpha \, d\Delta = \int_{\Gamma_0} k \frac{\partial T}{\partial n} \Phi_\alpha \, d\Gamma -$$

$$- \int_{\Delta_0} k\,(\text{grad}\,\Phi_\alpha)\,(\text{grad}\ T)\, d\Delta \qquad (20)$$

Pe baza condițiilor la limită (13) — (14) relația (20) se transformă astfel

$$\rho c_v \int_{\Delta_0} \frac{\partial T}{\partial t} \Phi_\alpha \, d\Delta = - \int_{\Gamma_e} a(T - \bar{T})\, \Phi_\alpha \, d\Gamma -$$

$$- \int_{\Delta_0} k(\text{grad}\,\Phi_\alpha)\,(\text{grad}\ T)\, d\Delta \qquad (21)$$

Pe de altă parte, introducînd (16) în (21) aceasta devine

$$\sum_{\beta=1}^{N} m_{\alpha\beta} \dot{T}_\beta + \sum_{\beta=1}^{N} h_{\alpha\beta} T_\beta = \bar{u}_\alpha \qquad (22)$$

unde mărimile $m_{\alpha\beta}$, $h_{\alpha\beta}$, $\bar{u}_\alpha$, dependente de timp prin intermediul temperaturii, sînt date de relațiile

$$m_{\alpha\beta} = \int_{\Delta_0} \rho c_v \, \Phi_\alpha \Phi_\beta \, d\Delta, \quad \bar{u}_\alpha = \int_{\Gamma_e} a \cdot \bar{T} \, \Phi_\alpha \, d\Gamma, \qquad (23)$$

$$h_{\alpha\beta} = \int_{\Delta_0} k \left(\frac{\partial \Phi_\alpha}{\partial z} \frac{\partial \Phi_\beta}{\partial z} + \frac{\partial \Phi_\alpha}{\partial y} \frac{\partial \Phi_\beta}{\partial y} \right) d\Delta +$$

$$+ \int_{\Gamma_e} a \cdot \Phi_\alpha \Phi_\beta \, d\Gamma$$

$\dot{T}_\beta$ este derivata temporală a valorii nodale T_β,

$d\Delta = dy\, dz$, iar $d\Gamma = dy$ pe $\Gamma_1 \cup \Gamma_3$ și

$d\Gamma = dz$ pe $\Gamma_2 \cup \Gamma_4$ (fig. 1)

Dacă se notează cu $\Delta^{(e)}$ domeniul din planul (y, z) ocupat de elementul i_e, iar cu $\Gamma^{(e)}$ intersecția frontierei elementului finit i_e cu Γ_0 unde $i_e = 1 \ldots n_e$, atunci matricele globale se asamblează din matricele locale corespunzătoare calculate pentru fiecare element finit, astfel:

$$m_{\alpha\beta} = \sum_{i_e=1}^{n_e} m_{\alpha\beta}^{(e)}, \quad m_{\alpha\beta}^{(e)} = \int_{\Delta^{(e)}} \rho c_v \, \Phi_\alpha \, \Phi_\beta \, d\Delta, \qquad (24)$$

$$\bar{u}_\alpha = \sum_{i_e=1}^{n_e} \bar{u}_\alpha^{(e)}, \quad \bar{u}_\alpha^{(e)} = \int_{\Gamma^{(e)}} a \bar{T} \Phi_\alpha \, d\Gamma, \qquad (25)$$

$$h_{\alpha\beta} = \sum_{i_e=1}^{n_e} h_{\alpha\beta}^{(e)}, \quad h_{\alpha\beta}^{(e)} = \int_{\Delta^{(e)}} k \left(\frac{\partial \Phi_\alpha}{\partial z} \frac{\partial \Phi_\beta}{\partial z} + \right.$$

$$\left. + \frac{\partial \Phi_\alpha}{\partial y} \frac{\partial \Phi_\beta}{\partial y} \right) d\Delta + \int_{\Gamma^{(e)}} a \, \Phi_\alpha \Phi_\beta \, d\Gamma \qquad (26)$$

Determinarea iterativă a temperaturilor nodale

Se presupune că la momentul t temperaturile nodale sînt cunoscute în Δ_0 și se urmărește determinarea valorilor lor la momentul următor $t + \Delta t$, Δt fiind o mică creștere a timpului. Pentru a se asigura stabilitatea numerică necondiționată a algoritmului de integrare se va folosi o schemă semiimplicită, luînd

$$T_\beta(t + \Delta t) - T_\beta(t) = \dot{T}_\beta \, (t + \theta \Delta t)\, \Delta t \qquad (27)$$

unde θ este un parametru numeric avînd valoarea cuprinsă în intervalul [1/2, 1]. Pentru evitarea oscilațiilor, în soluția numerică este indicat ca parametrul θ să fie diferit de 1/2, iar pentru a asigura o convergență bună este necesar ca θ să fie diferit de 1 [5].

În procesul de integrare numerică se va admite că mărimile ρ, c_v, k, a și $\bar{T}$ își menținvalorile lor de la momentul t în tot intervalul $[t, t = \Delta t]$; în consecință, $m_{\alpha\beta}$ $h_{\alpha\beta}$ și $\bar{u}_\alpha$ rămîn de asemenea constante în același interval temporal.

Scriind sistemul (22) la momentul $t + \theta\Delta t$, folosind relația (27) și făcînd uz de aproximarea liniară

$$T_\beta(t + \theta\Delta t) = (1 - \theta)\, T_\beta(t) + \theta\, T_\beta\,(t + \Delta t)$$

se obține următorul sistem de ecuații algebrice liniare ce permite găsirea valorilor nodale necunoscute $T_\beta\,(t + \Delta t)$:

$$\sum_{\beta=1}^{N} e_{\alpha\beta}(t, \Delta t)\ T_\beta(t+\Delta t) = \tilde{u}_\alpha(t, \Delta t), \quad \alpha = 1 \ldots N \qquad (28)$$

unde

$$e_{\alpha\beta}(t, \Delta t) = m_{\alpha\beta}(t)/\Delta t + \theta h_{\alpha\beta}(t), \qquad (29)$$

$$\tilde{u}_\alpha(t, \Delta t) = \sum_{\beta=1}^{N} \{e_{\alpha\beta}(t, \Delta t) - h_{\alpha\beta}(t)\}\, T_\beta(t) + \bar{u}_\alpha(t)$$

Reglarea automată a pasului în timp prin utilizarea schemei lui Richardson

Schema de integrare în timp prezentată anterior dă o eroare proporţională cu $(\Delta t)^2$ la fiecare pas [5].

Se notează cu $T^E(t + \Delta t)$ soluţia exactă a sistemului (28), cu $T^{(1)}(t + \Delta t)$ soluţia aproximativă obţinută în cazul în care intervalul $[t,\ t + \Delta t]$ este parcurs într-un singur pas şi cu $T^{(2)}(t + \Delta t)$ se va desemna soluţia aproximativă a sistemului (28) în cazul în care acelaşi interval de timp este parcurs în doi paşi egali de mărime $\Delta t/2$.

Fie eroarea în determinarea valorii nodale $T_\alpha(t + \Delta t)$ egală cu $\Delta\alpha \cdot (\Delta t)^2$ în primul caz, adică

$$T^E_\alpha(t + \Delta t) = T^{(1)}_\alpha(t + \Delta t) + \Delta t^2 \Delta\alpha \qquad (30)$$

Presupunînd că Δ_α variază lent în timp şi este practic independent de Δt, cînd Δt este suficient de mic, se obţine

$$T^E_\alpha(t + \Delta t) = T^{(2)}_\alpha(t + \Delta t) + 2(\Delta t/2)^2 \Delta\alpha \qquad (31)$$

Din sistemul (30) şi (31) rezultă

$$\Delta\alpha = 2\{T^{(2)}_\alpha(t + \Delta t) - T^{(1)}_\alpha(t + \Delta t)\}/(\Delta t)^2, \quad \alpha = 1 \ldots N \qquad (32)$$

Se impune acum condiţia ca eroarea relativă corespunzătoare pasului Δt să fie mai mică decît un număr prescris $\varepsilon > 0$, adică

$$\|\Delta\|(\Delta t)^2 \leqslant \varepsilon \|T(t)\| \qquad (33)$$

unde $\|\Delta\|$ este fie o normă globală, fie una locală, de exemplu

$$\|\Delta\| = \left(\frac{1}{N}\sum_{\alpha=1}^{N} \Delta^2_\alpha\right)^{1/2}, \quad \|\Delta\| = \max_{\alpha = 1 \ldots N} |\Delta_\alpha| \qquad (34)$$

Fie

$$\Delta\bar{t} = \{\varepsilon \|T(t)\|/\|\Delta\|\}^{1/2} \qquad (35)$$

Dacă $\Delta t \leqslant \Delta\bar{t}$, atunci condiţia (33) este satisfăcută şi relaţia (30) furnizează extrapolarea lui Richardson pentru $T_\alpha(t + \Delta t)$ adică

$$T_\alpha(t + \Delta t) = T^{(1)}_\alpha(t + \Delta t) + \Delta t^2 \cdot \Delta\alpha \qquad (36)$$

În acest caz, pentru pasul următor de timp se poate lua un interval temporal egal cu $\gamma\Delta t$, unde γ este un coeficient de scurtare, de exemplu $\gamma = 0{,}8$.

În situaţia în care $\Delta t > \Delta\bar{t}$, se repetă procedeul de determinare a mărimilor $T^{(1)}$ şi $T^{(2)}$ luînd $\Delta t = \Delta\bar{t}$ sau, pentru a micşora numărul de tentative, $\Delta t = \gamma\Delta\bar{t}$.

Încercările pentru determinarea pasului de timp impus de condiţia (33) se termină fie cînd $\Delta t \leqslant \Delta\bar{t}$, fie cînd numărul k al acestor tentative atinge o valoare prescrisă k_{max}.

Algoritmul de integrare în timp

Prin combinarea celor două procedee prezentate în paragrafele 3 şi 4 se obţine următorul algoritm de integrare în timp.

Notînd cu Δt^n, $i \leqslant n \leqslant n_{max}$ paşii de timp succesivi şi punînd $t^{n+1} = t^n + \Delta t^n$, $n \geqslant 1$ unde $t^1 = 0$, $t^n_{max} \leqslant t_m$, n_{max} fiind numărul maxim prescris al paşilor în timp.

Cu aceste notaţii, algoritmul poate fi descris astfel :

— iniţializează temperaturile nodale $T_\alpha(t_1) = T_H$, $\alpha = 1, \ldots, N$;

— alege Δt°, γ, θ, k_{max}, n_{max} ;

— pune $\Delta\bar{t}^{n,0} = \Delta\bar{t}^{n-1}$;

— asamblează matricele globale $m_{\alpha\beta}(t^n)$, $h_{\alpha\beta}(t^n)$, $\bar{u}_\alpha(t^n)$ folosind relaţiile (23)—(26) ; calculează $\|T(t^n)\|$;

— pune $\Delta t^{n,k} = \gamma\Delta\bar{t}^{n,k-1}$, $k \geqslant 1$;

— calculează $e_{\alpha\beta}(t^n,\ \Delta t^{n,k})$, $\tilde{u}_\alpha(t^n,\ \Delta t^{n,k})$ folosind relaţiile (29) ;

— determină $T^{(1)}_\beta(t^n + \Delta t^{n,k})$ rezolvînd sistemul $\sum_{\beta=1}^{N} e_{\alpha\beta}(t^n, \Delta t^{n,k})\, T^{(1)}_\beta(t^n + \Delta t^{n,k}) = \tilde{u}_\alpha(t^n, \Delta t^{n,k})$;

— calculează $e_{\alpha\beta}(t^n, \Delta t^{n,k}/2)$, $\tilde{u}_\alpha(t^n, \Delta t^{n,k}/2)$ folosind relaţiile (29) ;

— determină $T'_\beta(t^n + \Delta t^{n,k}/2)$ rezolvînd sistemul $\sum_{\beta=1}^{N} e_{\alpha\beta}(t^n, \Delta t^{n,k}/2)\, T'_\beta(t^n + \Delta t^{n,k}/2) = \tilde{u}_\alpha(t^n, \Delta t^{n,k}/2)$;

— calculează $u'_\alpha(t^n, \Delta t^{n,k}/2) = \sum_{\beta=1}^{N} \{e_{\alpha\beta}(t^n, \Delta t^{n,k}/2) - h_{\alpha\beta}(t^n)\}\, T'_\beta(t^n + \Delta t^{n,k}/2)$;

— determină $T^{(2)}_\beta(t^n + \Delta t^{n,k})$ rezolvînd sistemul $\sum_{\beta=1}^{N} e_{\alpha\beta}(t^n, \Delta t^{n,k}/2)\, T^{(2)}_\beta(t^n + \Delta t^{n,k}) = \tilde{u}_\alpha(t^n, \Delta t^{n,k}/2)$;

— calculează $\Delta^{n,k}_\alpha = 2\{T^{(2)}_\alpha(t^n + \Delta t^{n,k}) - T^{(1)}_\alpha(t^n + \Delta t^{n,k})\}/(\Delta t^{n,k})^2$,

$\Delta\bar{t}^{n,k} = \{\varepsilon \|T(t^n)\|/\|\Delta^{n,k}\|\}^{1/2}$;

— repetă (5)—(12) pînă cînd fie $\Delta t^{n,k} \leqslant \Delta\bar{t}^{n,k}$, fie numărul fixat k_{max} al tentativelor pentru determinarea lui Δt^n este depăşit ;

— pune $\Delta t = \Delta t^{n,k}$, $\Delta\bar{t}^n = \Delta\bar{t}^{n,k}$, $t^{n+1} = t^n + \Delta t^n$, $T_\alpha(t^{n+1}) = T^{(1)}_\alpha(t^n + \Delta t^{n,k}) + (\Delta t^{n,k})^2\, \Delta^{n,k}_\alpha$;

— repetă (3)—(14) pînă cînd fie $t^{n+1} > t_m$, fie numărul fixat n_{max} al paşilor de timp este depăşit.

BIBLIOGRAFIE

[1] Carnahan, B., Luther, H. A. şi Wilkes, J. O. *Applied Numerical Methods*, New-York, Sydney—Toronto, John Wiley & Sons, 1969.

[2] Zienkiewicz, O. C., Onate, E. şi Heinrich J. C., *A general formulation for coupled thermal flow of metals using finite elements.* In : Int. J. of num. methods, S.U.A., vol. 17, 1981, p. 1947—1514.

[3] Teodosiu, C., Soos E., şi Roşu, I., *A finite-element model of the heat flow in billets during the transfer and after upsetting in the extrusion container.* In : Rév. Roum. Sci. Techn., — Méc. Appl., R.S.R., 1983, p. 5.

[4] Hughes, K. E. şi Sellers C. M. *Temperature changes during the hot extrusion of steel.* In : J. of Iron and Steel Inst., Anglia, sep., 1972, p. 661.

[5] Zlamal, N. *Finite element methods in heat conduction problems.* In : The mathematics of finite elements and applications II, J. Whiteman, Academic Press, 1976, p. 85 .

Dr. ing. I. Ripoşan
Institutul politehnic — Bucureşti,
ing. L. Meteşoi, ing. D. Solduban,
ing. M. Demidov şi ing. A. Bria
C.S.V. Călan

Implicaţiile utilizării cocsului de furnal în cubilou

CZ : 621.745.34 :669.162.16

Caracterizarea cocsului metalurgic pentru furnal

Cocsul metalurgic destinat furnalelor este caracterizat în R.S.R. în STAS 3258-74, conform căruia el se împarte în trei clase de calitate (tab. 1).

Tabelul 1

Cocs de furnal (STAS 3258-74)

Caracteristica	Clasa de calitate		
	I	II	III
Umiditate totală, % max.	5,0	5,0	5,0
Cenuşă, % max.	11,0	13,2	13,0
Volatile, % max.	1,7	1,7	2,0
Sulf, % max.	1,7	2,1	1,7
Rezistenţa mecanică			
M_{40}, % min.	76,0	73,0	70,0
M_{10}, % max.	7,5	8,0	8,0
Rest ciur 25 mm, %	94,0	94,0	93,0

Rezultă deci că, pe baza normelor standardizate în vigoare, cocsului de furnal i se impun o serie de caracteristici apropiate de cele ale cocsului de turnătorie (umiditate, cenuşă şi materii volatile), condiţiile de rezistenţă sînt doar în mică măsură mai scăzute, în schimb se impune o reactivitate mai mare şi o granulaţie mai scăzută, admiţîndu-se conţinuturi mult mai ridicate de sulf [1]—[2].

În fabricaţia curentă, caracteristicile cocsului de furnal depind în mare măsură de tipurile de cărbuni, de ponderea acestora în reţetă, de tehnologia utilizată etc. Din această cauză, caracteristicile acestui combustibil se pot abate mult de la prescripţiile din STAS (tab. 1) şi cu atît mai mult de la condiţiile de calitate impuse cocsului de turnătorie.

Astfel, în figura 1 sînt prezentate caracteristicile calitative ale cocsului metalurgic (de furnal), comparativ cu cele ale cocsului de turnătorie (STAS 7491-71).

Se constată deci că, în mod real, cocsul de furnal este un combustibil caracterizat printr-o rezistenţă mecanică cu mult sub cea impusă combustibilului utilizat în cubilou, cu conţinuturi mari de sulf, cenuşă şi apă. Doar în ceea ce priveşte porozitatea şi conţinutul de materii volatile, cele două tipuri de combustibil sînt mai apropiate.

Pe de altă parte, granulaţia cocsului de furnal este deosebit de scăzută, cocseriile livrînd acest combustibil cu granulaţii de minimum 25 mm. Urmărind compoziţia granulometrică a mai multor şarje de cocs, pe mai multe perioade, au rezultat datele prezentate în figura 2. Rezultă deci că, în majoritatea cazurilor, ponderea maximă o au dimensiunile sub 60 mm, cu mare neomogenitate dimensională. În procesul de fabricaţie, rezultă

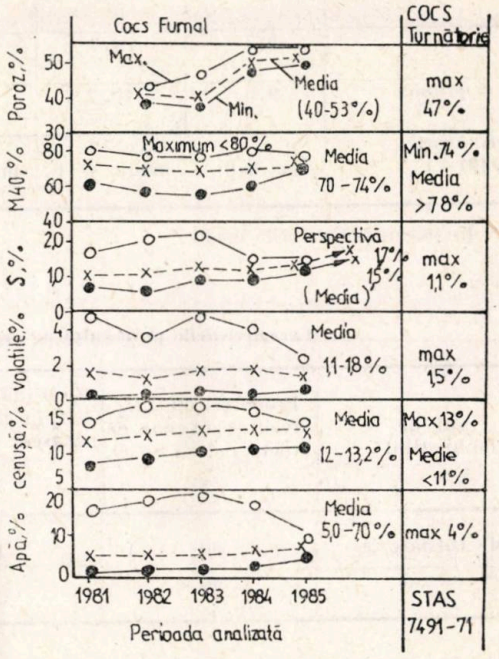


Fig. 1. Calitatea cocsului de furnal, comparativ cu cea impusă cocsului de turnătorie

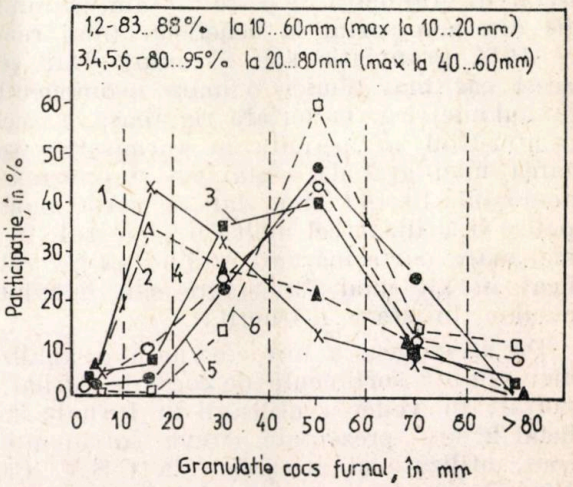


Fig. 2. Clasele de granulaţie ale cocsului de furnal

Tabelul 2

Caracteristicile mai multor sortimente de cocs de furnal

Sursa	H_2O, %	Cenușă, %	Volatile, %	S, %	M_{40}, %	M_{10}, %	Alte caracteristici
STAS 3258-74 (3 sorturi)	max. 5,0	max. 11,0 max. 13,2 max. 13,0	max. 1,7 max. 1,7 max. 2,0	max. 1,7 max. 2,1 max. 1,7	min. 76,0 min. 73,0 min. 70,0	max. 7,5 max. 8,0 max. 8,0	>25 mm 94 % 94 % 93 %
Călan*	3—20 (5—7)	8—17 (12—13,2)	0,5—4,5 (1,1—1,8)	0,5—2,2 (1,5—1,7)	55—80 (70—74)	—	P, % (40—53)
China	8	14,2	1,37	0,88	76,3	4,5	>25 mm 92,5 %
Import 1	ND	ND	ND	1,0	76—80	10	85 % 60—80 mm
Import 2	7,6	12,7	1,4	1,561 1,51	ND	ND	P, % 45,4 % R (900°C) 0,1655 cm^3/g.s.
Import 3	5,5	13,14	1,04	1,51	67,5	8	>25 mm 95 %
Import 4	5,5	14,7	1,29	1,55	68,5	10	>25 mm 90,5 %
Import 5 (1985)	9,0	10,7	0,4	0,612	80,5	6,8	75 % 40...80 mm
Cocs turnătorie STAS 7491-71	max. 4,0	max. 13 media <11	max. 1,5	max. 1,1	min. 74 media >78	max. 10	P max. 47%

* În paranteză valorile medii

Tabelul 3

Caracteristicile procesului de ardere la cocsul de turnătorie și de furnal [3], [6]

Tipul de combustibil	Proporția din CO_2, realizată în zona de ardere, redusă la CO, %	Conținut final de CO_2 în gazele care părăsesc patul de cocs, %	Coeficient de ardere, η, %	Căldura consumată pentru reducerea CO_2 la CO	
				Din căldura realizată în cubilou, %	Din cocsul introdus în cubilou, %
Cocs de turnătorie	30	12	61	24	18
Cocs de furnal	60	7	46	43	30

o fracție măruntă (sub 25 mm) care se elimină la o primă cernere, la cocserie, cocsul fiind livrat la granulații de peste 25 mm, urmînd să fie din nou sortat la beneficiar (mai rezultă 8—10% granulație sub 25 mm). Dar și în acest caz mai rămîne o mare neomogenitate granulometrică. O sortare riguroasă a acestui combustibil ar permite în turnătorie realizarea unei granulații maxime și omogene în domeniul 40—60 mm, dar în acest mod ar putea fi utilizat cel mult 50%, restul, în cea mai mare parte mărunt, urmînd să fie valorificat în alt mod (brichetare sau insuflat în cubilou în stare mărunțită).

De asemenea, a fost efectuată o analiză a mai multor sortimente de cocs de furnal importat, în vederea utilizării în furnal; în tabelul 2 sînt prezentate cîteva sortimente de cocs, utilizate și în cubilou la C.S.V. Călan. Din comparația sortimentelor de cocs din import cu cele indigene și cu prescripțiile STAS pentru cocsul de furnal și turnătorie rezultă posibilitatea existenței unor sortimente de cocs metalurgic care să se apropie mai mult de cele de turnătorie.

Utilizarea în cubilou a cocsului de furnal

O primă caracteristică a cocsului de furnal, care influențează procesele din cubilou, o constituie reactivitatea mai mare decît a celui de turnătorie.

Cocsul de furnal este caracterizat printr-o capacitate mare de reacție atît cu oxigenul cît și cu bioxidul de carbon, din care cauză o mare parte din căldura produsă în zona de ardere este consumată în cea de reducere. În tabelul 3 sînt prezentate caracteristicile procesului de ardere, în cazul cocsului de furnal și turnătorie [3], [6].

Rezultă deci că combustia cocsului de furnal în cubilou este caracterizată printr-un grad avansat de reducere CO_2 la CO, proces ce contribuie la un mare consum de căldură. Se remarcă faptul că, în condițiile utilizării cocsului de furnal, circa 30% din cocsul introdus în cubilou este consumat numai în vederea asigurării reacției Bell-Boudouard, care consumă peste 40% din căldura realizată în zona de ardere. În aceste condiții sînt afectate caracteristicile gazelor, atît din punct de vedere termic (T_g scade), cît și chimic (CO crește).

O problemă controversată o constituie gazificarea cocsului realizată în zona de ardere prin reacția cu oxigenul și în zona de reducere prin reacția cu CO_2. Un combustibil cu reactivitate ridicată este caracterizat printr-o capacitate mare de reacție atît cu O_2 cît și cu CO_2, din care cauză viteza de coborîre a patului de cocs este mărită, cu efect pozitiv asupra productivității cubiloului [1], [2].

În realitate însă, productivitatea cubiloului este influențată negativ la utilizarea unor astfel de combustibili.

Utilizînd într-un cubilou de 1 525 mm 6 tipuri de combustibili, cu reactivități diferite (topiri de 1 h), s-a constatat că, deși viteza de combustie a cocsului a fost mărită, nu a fost înregistrat un efect sensibil asupra vitezei de topire [7]. Acest lucru este datorat pe de o parte micșorării accentuate a temperaturii gazelor și pe de altă parte necesității de introducere în cubilou a unor cantități mai mari de cocs.

Efectul negativ al reactivității este puternic accentuat de către granulația scăzută a acestui tip de combustibil, care contribuie la o compactizare excesivă a patului de cocs, respectiv la creșterea suprafeței de contact între gazele active (O_2, CO_2) și cocs (se micșorează raza hidraulică a patului de cocs).

Avînd în vedere faptul că, de regulă, cocsul de furnal este caracterizat și printr-un conținut ridicat de cenușă și că, în multe cazuri, cantitatea de cenușă ajunge la valori deosebit de ridicate, capacitatea de ardere a cocsului de furnal în cubilou este puternic afectată.

Analizînd influența cenușii asupra capacității calorice a unui cocs de turnătorie [8], s-a constatat că mărirea proporției de cenușă determină o reducere substanțială a puterii calorice a cocsului (tab. 4).

În general, se consideră că echivalentul caloric al cocsului se reduce cu 133,8 kJ/kg pentru fiecare 1% cenușă. Se apreciază că, în intervalul 8—12% cenușă, micșorarea cu 1% cenușă determină o reducere a consumului de cocs cu 1,5—3,5% și o creștere a productivității cubiloului cu 1,5—2,5% [8].

Tabelul 4

Influența cenușii asupra puterii calorice a cocsului [8]

Cenușă, %	0	6	12
Putere calorică, kJ/kg	33.858	31.350	27.170

Sulful conținut de cocs influențează de asemenea nu numai calitatea fontei, ci și capacitatea calorică a cocsului, care scade cu 468,2 kJ/kg la 1% S. Pe de altă parte, 1% S determină o mărire a consumului de fondant cu 20—25% deci și a cantității de zgură, cu efect negativ asupra bilanțului termic al cubiloului [8].

Experimentările efectuate la Institutul politehnic—București, în condițiile utilizării aerului rece introdus printr-un singur rînd de guri de aer, au evidențiat faptul că temperaturi ale fontei de peste 1 350°C nu pot fi obținute decît la consumuri mari de cocs (peste 15%).

Avînd în vedere faptul că la C.S.V. Călan se utilizează frecvent cocs de furnal, în principal din producția curentă, au fost efectuate mai multe campanii de urmărire a parametrilor cubiloului.

Cubilourile cu Ø 1 300 mm funcționează cu aer cald, dar la temperaturi scăzute (150—170°C). Cubilourile au fost prevăzute cu două rînduri de guri de aer, în construcție clasică, cu distanța între rînduri de 250 mm, aerul avînd o repartizare de 80% în rîndul *I* și 20% în rîndul *II*. Reconstrucția cubiloului a dus la distanțarea rîndului *II* la 700 mm față de primul [5]. În aceste condiții au fost efectuate experimentările.

A fost utilizat cocs de furnal, producție Călan, caracterizat prin valori medii de : 10,77% H_2O; 13,75% cenușă; 1,76% volatile; 1,33% S, la o granulație : 0,5% > 80 mm; 17,6% > 60 mm; 42,5% > 40 mm; 39,5% > 20 mm.

Cubilourile au funcționat în variante diferite din punct de vedere al combustibilului : 100% cocs de turnătorie (*CT*), 100% cocs de furnal (*CF*), precum și în amestec (50% *CT* + 50% *CF*).

În figura 3 este prezentată o serie de parametri de funcționare a cubiloului. Caracteristicile cocsului de furnal indigen, prezentate în figurile 1 și 2 și în tabelul 2, se resimt cu pregnanță în funcționarea cubiloului.

Introducerea în cubilou a cocsului de furnal determină necesitatea creșterii consumului de cocs (cu 60% în condițiile folosirii numai a cocsului de furnal). Din această cauză, ca și sub influența cantității mari de cenușă, productivitatea cubiloului se micșorează accentuat.

Temperatura fontei este puternic afectată de utilizarea cocsului de furnal, ca și conținutul de sulf al fontei.

Creșterea conținutului de sulf al fontei elaborate în cubilou constituie o problemă deosebită a utilizării cocsului de furnal, avînd în vedere faptul că și fonta de primă fuziune,

utilizată în turnătorii, este tot mai bogată în sulf.

În figura 4 este prezentată variația conținutului de sulf al fontei de furnal (tip FK) produse la C.S.V. Călan, principalul furnizor al acestui material pentru turnătoriile de fontă. Se remarcă faptul că după 1979 conținutul

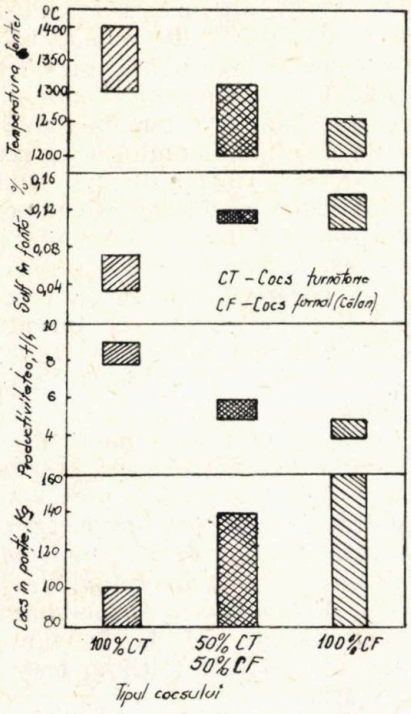


Fig. 3. Parametrii de funcționare a unui cubilou Φ 1300 mm, cu aer preîncălzit la 150—170°C, ce funcționează cu cocs de turnătorie (*CT*) și de furnal (*CF*)

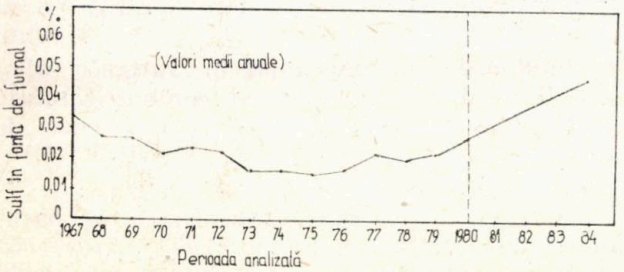


Fig. 4. Variația sulfului în fontele de furnal, pentru turnătorie (*FK*)

de sulf se află în continuă creștere, datorită utilizării în furnal a cocsului bogat în sulf.

Trebuie remarcat faptul că mărirea distanței dintre rîndurile de guri de aer a ameliorat în mare măsură funcționarea cubiloului, fapt resimțit în special la utilizarea cocsului de furnal.

Analiza compoziției gazelor la nivelul gurii de încărcare a cubiloului evidențiază faptul că o mare parte din oxidul de carbon rezultat în zona de ardere nu este ars la CO_2 și că acesta este puternic redus la CO. Astfel, la nivelul gurii de încărcare, gazele au mai conținut 7—13 % CO, fapt ce nu este înregistrat de regulă la o asemenea distribuire a rîndurilor de guri de aer.

Din această cauză se preconizează redistribuirea aerului, în sensul măririi cantității de aer introdus pe rîndul *II* la 40 %. Această cantitate de aer, mai mare decît cea obișnuită în R. S. R. (30 %), este folosită avînd în vedere utilizarea combustibilului cu reactivitate mare și cu granulație mică și neomogenă [4].

Concluzii

Cocsul de furnal este mai ieftin decît cel de turnătorie și în același timp mai accesibil, fiind fabricat în mai multe țări, inclusiv în R. S. R. Utilizarea sa în cubilou ridică o serie de probleme.

— Cocsul românesc este caracterizat prin conținuturi excesive de cenușă, sulf și apă și de o rezistență mecanică redusă, respectiv o granulație mică și neomogenă, care îl fac impropriu pentru introducerea în cubilou.

— În cazul unor conjuncturi nefavorabile, cînd trebuie să se apeleze la cocs de furnal, se vor realiza în prealabil anumite condiții obligatorii pentru utilizarea acestuia :

a) se va apela numai la cocs metalurgic care asigură :

— rezistență M_{40}	— min. 74 %
— cenușă	— max. 11 %
— sulf	— max. 1,1 %
— H_2O	— max. 5,0 %
— volatile	— max. 1,5 %
— granulație	— min. 70 %, între 40—80 mm
— porozitate	— max. 50 %.

b) se impune o sortare dimensională riguroasă a cocsului de furnal, astfel încît să se asigure clase de granulație cît mai uniforme. Acestea sînt : 40—60 mm și 60—80 mm ;

c) cocsul mărunt (sub 40 mm) poate fi brichetat, de preferat în amestec cu cocs de turnătorie sau insuflat în cubilou, în stare mărunțită. În vederea suflării, ar putea fi folosit și cocsul de furnal foarte mărunt, sub 25 mm, rezultat la prima sortare la cocserie. Se recomandă să fie încercat și cocsul de furnal românesc.

— Cubilourile care utilizează cocs de furnal trebuie să asigure condiții de combustie corespunzătoare, astfel încît să diminueze acțiunea negativă a acestui combustibil :

a) este obligatorie redistribuirea aerului, practic singura soluție actuală de restrîngere a zonei de reducere, în condițiile unui cocs mărunt. Pe de altă parte, în acest mod este posibilă recu-

perarea unei cantităţi mari de căldură, prin arderea CO la CO_2, deci ameliorarea bilanţului termic a cubiloului;

b) în condiţiile aerului redistribuit, este necesară mărirea cantităţii de aer pe rîndul *II* (la 40—50%), fără ca pierderile prin ardere să înregistreze creşteri semnificative;

c) este necesară preîncălzirea aerului la valori de 250—500°C, pentru a asigura un randament termic global la valori corespunzătoare. Se apreciază că, în condiţiile aerului rece, numai redistribuirea aerului nu este suficientă pentru o funcţionare normală a cubiloului cu un asemenea combustibil;

d) avînd în vedere faptul că, în cazul cocsului de furnal, nu pot fi realizate granulaţii acceptabile decît în limitele 40—80 mm şi că raportul optim este $d_k/D = \frac{1}{11} - \frac{1}{7}$, se recomandă ca acest combustibil să fie utilizat numai la cubilourile cu $D < 1\,000$ mm;

e) pornirea cubiloului se realizează, obligatoriu, cu cocs de turnătorie şi abia după intrarea în regimul normal de funcţionare se poate apela la cocs de furnal, ca înlocuitor parţial al cocsului de turnătorie;

f) realizarea amestecului între cocsul de turnătorie şi cel de furnal trebuie efectuată în aşa fel încît să existe diferenţe cît mai mici în ceea ce priveşte granulaţia. Este, deci, de preferat utilizarea în acest amestec a unui cocs de turnătorie mai mărunt, dar mai uniform şi mai apropiat de dimensiunile celui de furnal, astfel încît pe ansamblu să se realizeze un pat de cocs cît mai omogen din punct de vedere dimensional. Rezultate bune ar putea fi obţinute la granulaţii de 60—80 mm cocs de furnal şi 60—100 mm cocs de turnătorie.

— La înlocuirea cocsului de turnătorie cu cel de furnal trebuie să se aibă în vedere faptul că consumul de cocs de furnal este mai mare decît al celui de turnătorie înlocuit cu circa 20—30%, în condiţii de amestec. Din această cauză, nu se recomandă ca ponderea cocsului de furnal în amestec să depăşească 30%.

— Nu se recomandă utilizarea cocsului de furnal în cazul fontelor modificate la turnarea pieselor cu pereţi subţiri sau în cazul pieselor de performanţă. În vederea diminuării conţinutului de sulf, este obligatorie desulfurarea fontei în afara cubiloului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Riposan, I. şi Chişamera, M. — *Tehnologia elaborării şi turnării fontei*, Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1981.

[2] Sofroni, L., Riposan, I., Brabie, V. şi Chişamera, M. — *Turnarea fontei*, Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1985.

[3] Riposan, I. — *Posibilităţi de înlocuire a cocsului de turnătorie, la elaborarea fontei în cubilou.* In: Metalurgia, R.S.R., nr. 12, 1985.

[4] Riposan, I. — *Perfecţionări constructive şi tehnologice ale cubiloului, la 125 de ani de la apariţia acestuia.* In: Metalurgia R.S.R., nr. 1, 1986.

[5] Petroiescu, L., Covasa, Gh., Vutaş, D., Bria, A. — *Cubilou cu aer redistribuit, cu durată mare de utilizare, în condiţiile folosirii cocsului mărunt şi a celui de furnal.* In: Metalurgia, R.S.R., nr. 8, 1985, p. 415—417.

[6] Rehder, J. E. — *Cupola Fuel*, A Review. In: Foundry Management and Technology, S.U.A., nr. 2, 1981, p. 49—53.

[7] Draper, A. B. ş.a. — *Cupola Output as a Function of Coke Reactivity.* In: AFS Transactions, S.U.A., 1983, nr. 83—83, p. 585—592.

[8] Tinovnikov, A. S. ş.a. In: Liteinoe Proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 10, 1967, p. 14—16.

Influența compactității grafitului și a masei metalice asupra comportării la coroziune a fontelor

Ing. L. Dinescu, sing. Florica Constantin, C. Crăciunescu și K. Haltrich
I.C.S.I.T.P.S.C.M. — București

CZ : 669.131.622 :620.193.41

Gradul înalt de industrializare, de diversificare a sectoarelor industriale a dus la o diversitate a mediilor corosive în care sînt expuse instalațiile și utilajele.

Elaborarea de aliaje cu rezistență ridicată la coroziune pentru diferite condiții de exploatare a fost și a rămas o preocupare permanentă a specialiștilor din industrie.

Forma separărilor de grafit, masa metalică crește sau scade (în funcție de mediul corosiv) rezistența la coroziune a fontelor.

Lucrarea prezintă rezultatele experimentale obținute de autori privind comportarea la coroziune a fontelor cu grafit lamelar, vermicular și nodular, cu masă metalică feritică, ferito-perlitică și austenitică, în acid sulfuric și clorhidric.

Experimentări efectuate

Elaborarea fontelor necesare experimentărilor s-a făcut într-un cuptor cu inducție cu capacitatea de 100 kg, la frecvența de 2 500 Hz. După topirea încărcăturii metalice și corectarea compoziției chimice în limitele dorite, șarjele au fost supraîncălzite la 1 500—1 600°C și menținute la această temperatură circa 10 min. Modificarea compactizantă s-a făcut prin metoda Trigger la temperaturi de 1 400—1 500°C. Aliajele modificatoare folosite au făcut parte din sistemul FeSiCaMgTiCe și Fe SiMg. Ca modificator grafitizant s-a folosit FeSi75 în proporție de 0,5%. Pentru determinarea influenței mediului corosiv asupra caracteristicilor mecanice s-au turnat probe bloc tip Lynchburg, iar pentru viteza de coroziune, exprimată prin pierderi de greutate, probe paralelipipedice cu dimensiunile de $60 \times 15 \times 6$ mm.

O atenție deosebită s-a acordat pregătirii suprafețelor probelor, calitatea acestora influențînd intensitatea și modul de manifestare a coroziunii. După îndepărtarea stratului superficial printr-un procedeu mecanic și prelucrarea la cotele finale, probele au fost lustruite cu hîrtie abrazivă, evitîndu-se încorporarea particulelor abrazive în stratul superficial al epruvetelor.

La expunerea epruvetelor în mediul corosiv s-a avut grijă ca această cantitate de lichid să fie suficient de mare pentru a evita modificarea concentrației sau acumularea produșilor de reacție.

La scoaterea din mediul corosiv, probele au fost curățate de produsele de coroziune cu mare atenție, s-au degresat cu toluen, s-au șters cu hîrtie de filtru, după care s-au spălat cu apă și s-au uscat.

Compoziția chimică, analiza structurală și caracteristicile mecanice ale șarjelor turnate se prezintă în tabelele 1 și 2. Se observă că șarjele experimentale se pot împărți în două grupe.

Din prima grupă (șarjele 58—57) fac parte fonte cu structură feritică și ferito-perlitică, iar cele din grupa a doua au o structură austenitică.

În figura 1 se prezintă pierderile de greutate, în funcție de durata de menținere a probelor turnate din grupa întîi de fonte, supuse coroziunii în mediu de acid clorhidric. În cazul acidului clorhidric pur, forma separărilor de grafit nu influențează valorile rezistenței la coroziune, indiferent de timpul de menținere.

Pierderi minime de greutate s-au obținut în cazul fontei cu grafit vermicular cu structură feritică. Scăderea concentrației acidului atrage după sine o comportarea diferită a șarjelor de fontă, în funcție de gradul de compactitate a grafitului. Pierderile de greutate (viteza de coroziune) se micșorează în funcție de scăderea concentrației acidului clorhidric. După 5 ore de menținere în acid clorhidric pur pierderile de greutate s-au situat la valori de 5—10%, iar la o concentrație de 37%, 50% HCl pierderile de greutate sînt sub 5%, indiferent de forma separărilor de grafit.

Creșterea timpului de menținere duce însă, în cazul fontelor cu grafit lamelar, la o creștere rapidă a vitezei de coroziune.

După un timp de menținere de 5 ore, pierderile de greutate înregistrate au fost sub 5%, ca după 40 ore să atingă valori de 25%, deci o creștere a pierderilor de greutate de 80%.

Nu a apărut o departajare clară a modului de comportare la coroziune în mediu de acid clorhidric a fontelor cu grafit vermicular față de cele cu grafit nodular. Se poate spune, totuși, că pierderile minime de greutate s-au obținut în cazul fontelor cu grafit nodular.

Testele de coroziune în acid sulfuric au pus în evidență o comportare diferită a fontelor studiate, comparativ cu cele în acid clorhidric.

Compoziția chimică a șarjelor turnate *Tabelul 1*

Nr. șarjei	Compoziția chimică, %									
	C	Si	Mn	S	P	Ti	A	Mg	Ni	Cr
58.0	3,08	2,42	0,35	0,02	0,029	—	—	—	—	—
58.3	2,97	3,51	0,34	0,018	0,031	0,04	0,01	0,025	—	—
58.4	2,98	2,67	0,33	0,016	0,022	0,041	0,012	0,026	—	—
57.0	3,00	2,85	0,35	0,012	0,023	—	—	0,032	—	—
4 C	3,28	1,0	0,50	0,02	0,026	—	—	—	19,13	2,83
1.V.	3,36	1,4	1,82	0,017	0,02	0,042	0,013	0,024	16,42	3,00
3.N.	3,24	3,3	1,80	0,011	0,024	—	—	0,04	16,3	2,94

Tabelul 2

Analiza structurală și caracteristicile mecanice ale șarjelor turnate

Nr. șarjei	Structura*)					Caracteristici mecanice			
	Lungimea sep. de grafit, μm	*GV*, %	*GN*, %	*F*, %	*A*, %	*Rm*, N/m²	*R* 0,2, N/mm²	*A*, %	*HB*
58.0	125—250	—	—	30—50	—	190	—	—	192
58.3	ND	82	18	100	—	458	428	2,9	160
58.4	ND	82	18	70—90	—	400	380	2,0	170
57.0	—	—	100	57	—	700	427	9,8	190
4 C	70—125	—	—	—	100	202	150	2,2	202
1 V	ND	72	28	—	100	359	300	2,4	269
3 N	—	—	100	—	100	378	334	2,4	212

*) *GV* — proporția de grafit vermicular;
GN — proporția de grafit nodular;
F — proporția de ferită;
A — proporția de austenită.

Din figura 2 se observă în primul rînd că forma separărilor de grafit nu influențează pierderile de greutate, indiferent de concentrația acidului sulfuric.

În cazul unei concentrații de 16% H_2SO_4, după un timp de menținere în mediu de 20 ore se observă totuși o dispersie a rezultatelor, acestea fiind influențate în special de masa metalică și mai puțin de forma grafitului.

Diagrama de variație a pierderilor de greutate în funcție de timpul de menținere în cazul unei soluții cu concentrație de 100% H_2SO_4 se poate împărți în două domenii. O pierdere de greutate rapidă (deci o viteză de coroziune mare) în domeniul de menținere de 5—20 h, după care viteza de coroziune începe să scadă. După 5 h de menținere, pierderile de greutate înregistrate au fost de 0,03%, pentru ca acestea să crească la valori de 0,09—0,15% la un timp de menținere de 20 ore. Deci, o creștere a timpului de menținere cu 15 ore atrage după sine o creștere a pierderilor de greutate cu 75%. În domeniul doi, considerat în intervalul de menținere de 20—40 ore, pierderile de greutate cresc de la 0,09—0,15% la 0,15—0,18%, deci o creștere cu 27%.

Același mod de variație a pierderilor de greutate s-a înregistrat și în cazul unei soluții corosive cu 50% H_2SO_4 însă la valori mult mai ridicate. Aceste pierderi au fost de 84% în primul domeniu de menținere față de 23% cît s-a înregistrat în stadiul doi de menținere.

Nu în același mod s-au comportat probele în soluție corosivă cu concentrația de 16% H_2SO_4. Valorile pierderilor de greutate obținute și domeniul de împrăștiere al acestora sînt mai ridicate decît în cazul soluțiilor cu 100% H_2SO_4 sau 50% H_2SO_4.

Deși valorile pierderilor de greutate înregistrate în acizi puri de H_2SO_4 și HCl au fost independente de forma separărilor de grafit, suprafețele probelor supuse coroziunii au prezentat un aspect diferit.

Analiza metalografică a scos în evidență faptul că, în cazul fontelor cu grafit lamelar, agentul corosiv pătrunzînd de-a lungul separărilor de grafit a produs adevărate „cratere" pe suprafața probelor. La fontele cu grafit vermicular sau nodular frontul de înaintare a coroziunii este aproximativ plan. Această constatare este foarte importantă, întrucît de ea trebuie să se țină seamă la alegerea materialului adecvat.

Variația pierderilor de greutate a fontelor care alcătuiesc cea de a doua grupă (40—3N) în mediu de acid clorhidric se prezintă în figura 3.

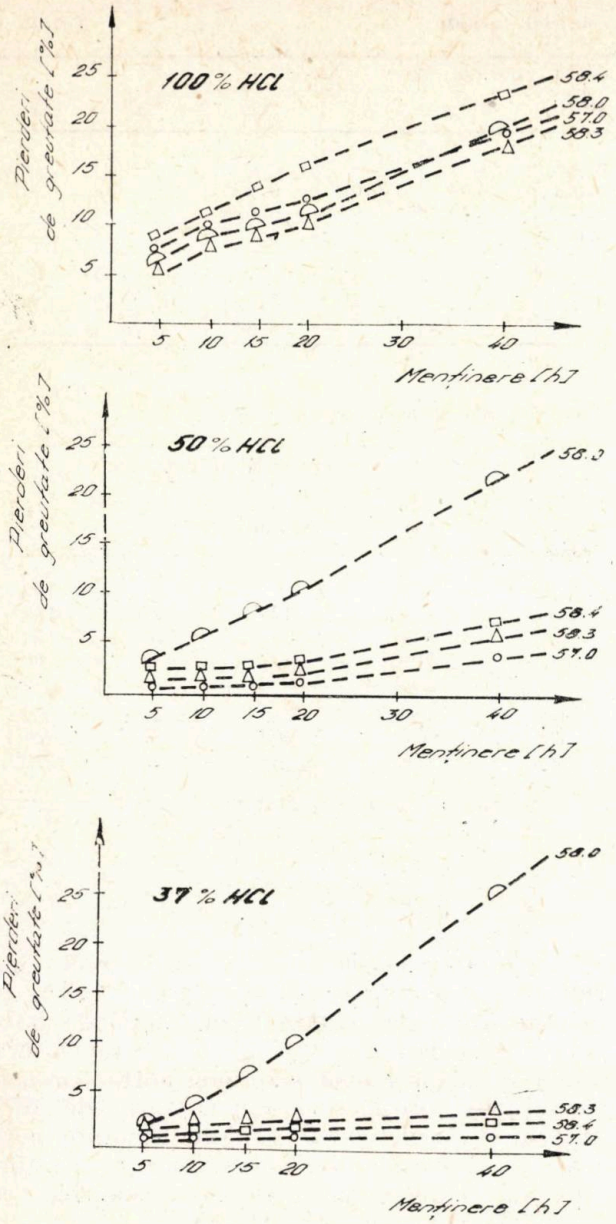


Fig. 1. Variația pierderilor de greutate în funcție de timpul de menținere în mediu de HCl, în cazul fontelor cu structură feritică și ferito-perlitică

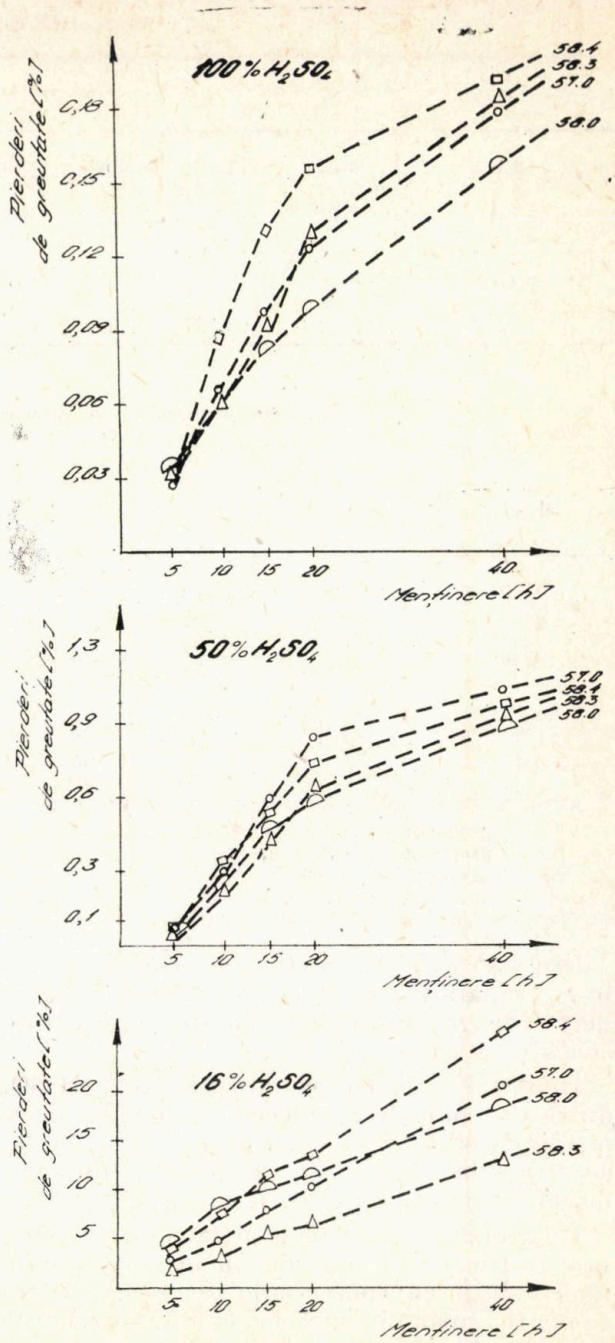


Fig. 2. Variația pierderilor de greutate în funcție de timpul de menținere în mediu de H_2SO_4, în cazul fontelor cu structura feritică și ferito-perlitică

Masa metalică a acestor șarje se compune din austenită și carburi de tip ledeburitic în proporție de 5—10%.

Analizînd modul de comportare la coroziune prin sintetizarea datelor obținute la un timp de menținere de 346 ore a pierderilor de greutate calculate în funcție de concentrația acidului, pentru fontele cu grafit lamelar s-a încadrat în limitele 3,4—7,09 g, în cazul grafitului vermicular 1,11—1,20 g, iar la fontele cu grafit nodular 0,89—2,31 g.

Schimbarea concentrației acidului influențează în special pierderile de greutate a fontelor cu grafit lamelar, crescînd odată cu scăderea concentrației HCl.

Din nou se constată că forma separărilor de grafit nu influențează pierderile de greutate în mediul corosiv de 100% H_2SO_4 și 50% H_2SO_4 (fig. 4.).

Scăderea concentrației acidului la 16% H_2SO_4 a dus la creșterea pierderilor de greutate, pierderile minime obținîndu-se și în acest caz la fontele cu grafit vermicular.

Rezultatele experimentale privind influența procesului de coroziune asupra caracteristicilor mecanice au demonstrat scăderea acestora

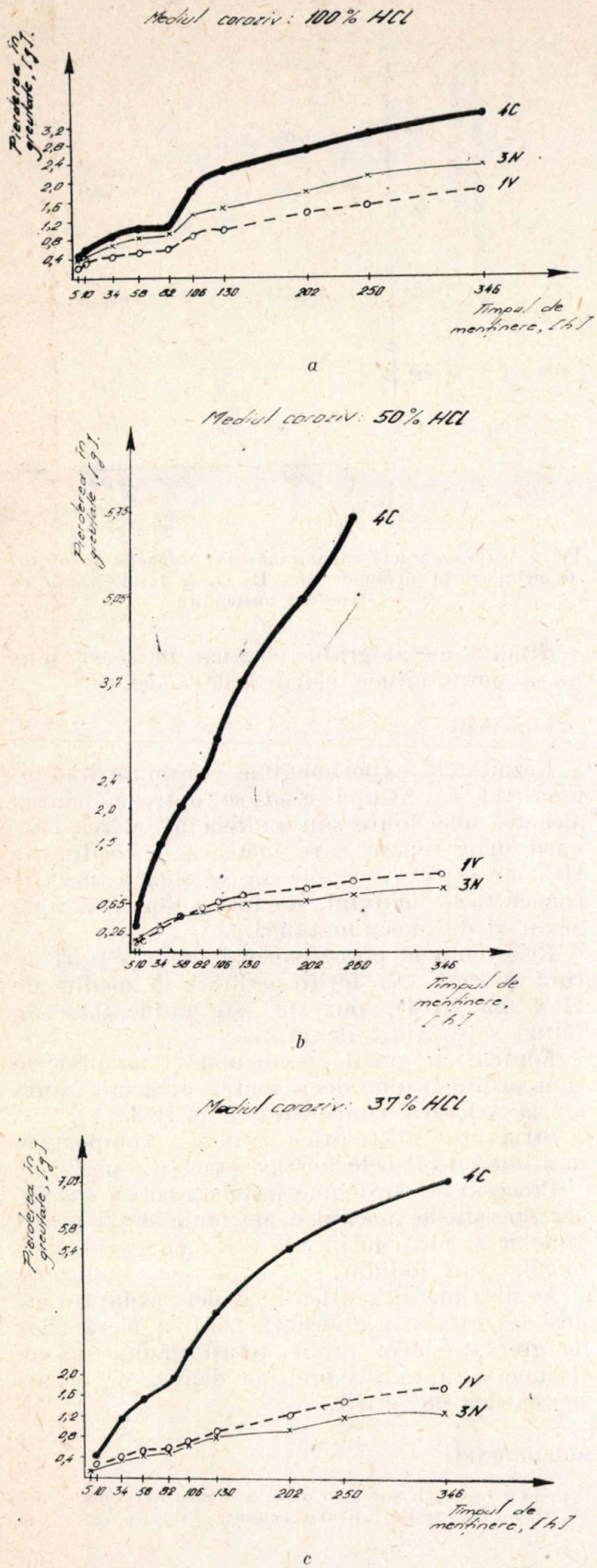


Fig. 3. Variația pierderilor de greutate în funcție de timpul de menținere în mediu de HCl, în cazul fontelor cu structură austenitică

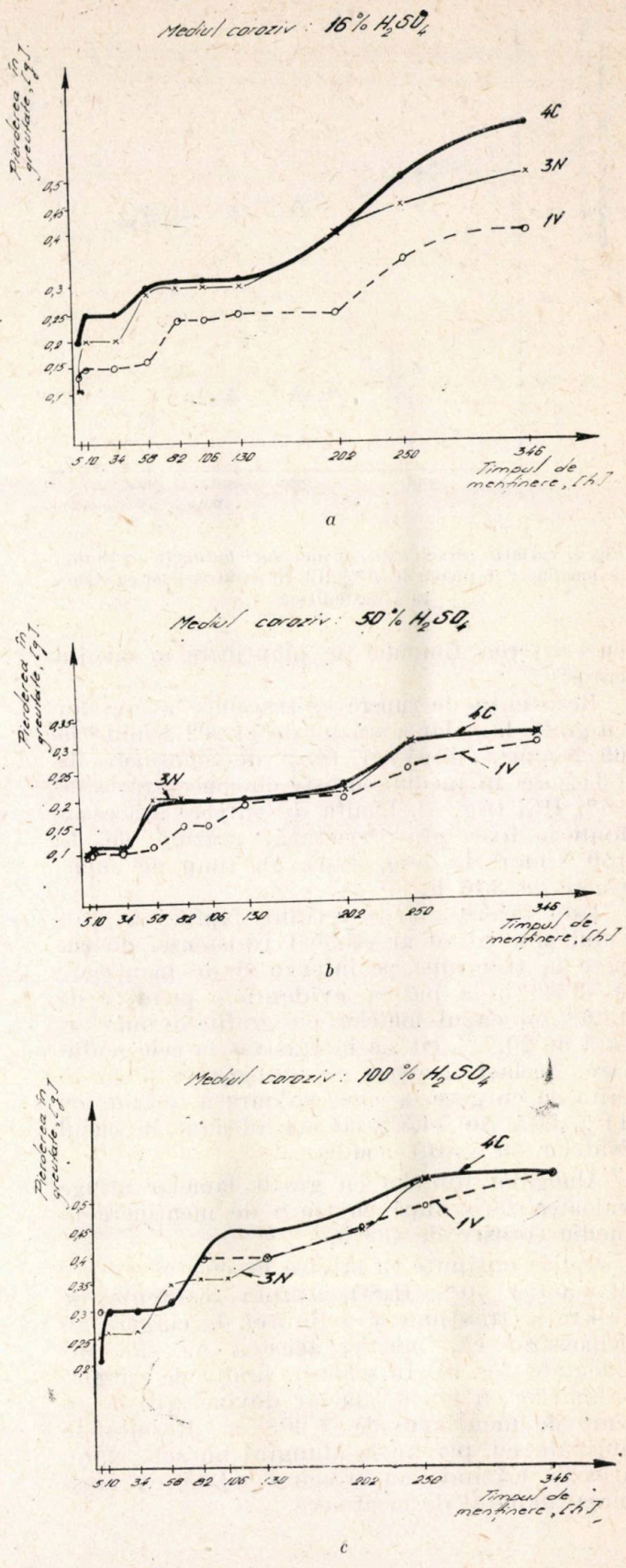


Fig. 4. Variația pierderilor de greutate în funcție de timpul de menținere în mediu de H_2SO_4, în cazul fontelor cu structură austenitică

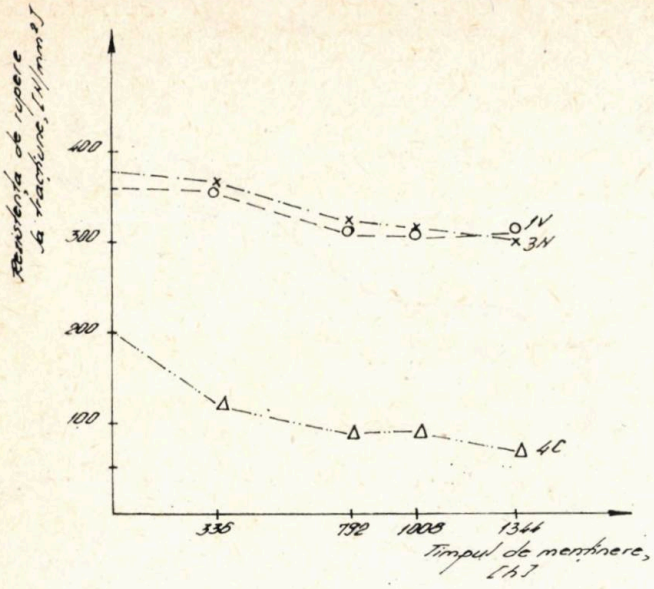


Fig. 5. Variația caracteristicilor mecanice în funcție de timpul de menținere în mediu de 50 % HCl, în cazul șarjelor cu structură austenitică

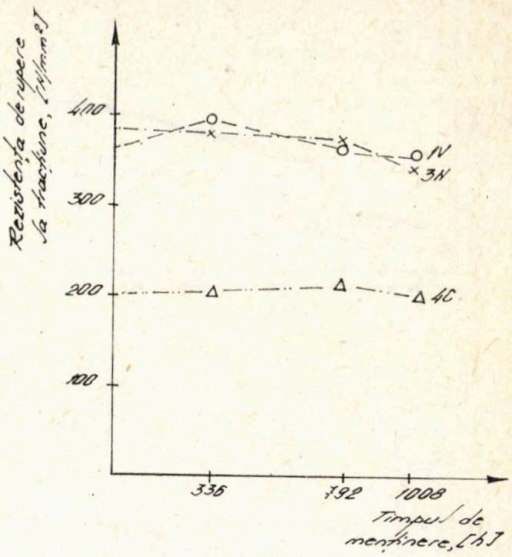


Fig. 6. Variația caracteristicilor mecanice în funcție de timpul de menținere în mediu de 50 % H_2SO_4, în cazul șarjelor cu structură austenitică

cu creșterea timpului de menținere în mediul corosiv.

Rezistența de rupere la tracțiune a fontelor cu grafit lamelar a scăzut de la 202 N/mm² la 69 N/mm², după un timp de menținere de 1 344 ore în mediu corosiv cu concentrația de 50 % HCl (fig. 5). Limita de curgere a acestor fonte a fost grav afectată, scăzînd de la 150 N/mm² la zero, după un timp de menținere de 336 h.

Este interesant de reținut faptul că calculul procentual al scăderii rezistenței de rupere la tracțiune pe intervalul de menținere 0—1 344 h a pus în evidență o pierdere de 13,6 % în cazul fontelor cu grafit vermicular, față de 20,7 % cît s-a înregistrat la cele nodulare. Același fenomen s-a înregistrat și cu limita de curgere, a cărei valoare a scăzut cu 11 % față de 14,3 % cît s-a obținut în cazul fontelor cu grafit nodular.

Alungirea fontelor cu grafit lamelar atinge valoarea zero după un timp de menținere în mediu corosiv de 732 h.

Datele obținute cu privire la efectul corosiv al soluției 50 % H_2SO_4 asupra rezistenței de rupere la tracțiune și a limitei de curgere au demonstrat că, practic, acestea nu sînt influențate (fig. 6). În schimb, limita de curgere a fontelor cu grafit lamelar devine zero la un timp de menținere de 1 008 h. Rezultatele obținute cu privire la alungire nu sînt clare, aceasta scăzînd sau crescînd odată cu creșterea timpului de menținere.

Studiul metalografic efectuat în acest sens nu a putut aduce clarificările necesare.

Concluzii

Rezultatele experimentale obținute au demonstrat că, atunci cînd se optează pentru alegerea unei fonte sau a alteia în vederea turnării unor repere care lucrează în mediu de HCl sau H_2SO_4, trebuie să se țină seamă de concentrația acidului, de forma separărilor de grafit și de masa metalică.

Rezistența la coroziune a fontelor cu structură feritică sau ferito-perlitică în mediu de HCl sau H_2SO_4 pur nu este influențată de forma separărilor de grafit.

Fontele cu grafit vermicular și nodular se comportă mai bine decît fontele cu grafit lamelar la scăderea concentrației de HCl [1].

Structurile austenitice conferă o comportare mai bună decît cele feritice sau ferito-perlitice.

Procesul de coroziune influențează în special caracteristicile mecanice ale fontelor cu grafit lamelar și mai puțin ale celor cu grafit vermicular sau nodular.

Analiza metalografică a evidențiat faptul că, deși nu există o diferență netă a pierderilor de greutate între probe, totuși gradul de coroziune și suprafața probelor depind de forma separărilor de grafit.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ripoșan, I. și Sofroni, L. *Fontă cu grafit vermicular*, București, Editura Tehnică, 1984, p. 239—241

Prof. dr. doc. ing. Fl. Oprea,
conf. dr. chim. Olga Mitoşeriu
şi ing. Maria Vlad
Universitatea din Galaţi

Cercetări privind recuperarea zincului din subprodusele rezultate în procesul de zincare termică

CZ : 669.58

Valorificarea metalelor neferoase din subproduse şi deşeuri, sarcină deosebit de importantă în etapa actuală, contribuie la acoperirea într-o proporţie mărită a necesarului intern de aceste materiale.

Produsele intermediare — zinc dur (dros) şi salmiac — rezultate în procesul de zincare prin imersia tablelor în topitura de zinc (atît în procesul umed cît şi în cel uscat), se pot prelucra şi valorifica prin procedee pirometalurgice sau hidrometalurgice în vederea recuperării zincului sub formă metalică sau sub formă de oxid, carbonaţi, sulfură, sulfat, cu întrebuinţări directe în economie.

Lucrarea prezentă urmăreşte valorificarea zincului din aceste produse, ea situîndu-se pe linia efortului general în vederea recuperării şi economisirii resurselor de materii prime şi energie.

Natura chimică a compuşilor zincului cu fierul

Zincul formează cu fierul o serie de compuşi intermetalici $FeZn$, $FeZn_3$, Fe_3Zn_{10}, $FeZn_5$, $FeZn_7$, $FeZn_{13}$, Fe_5Zn_{21} etc.

La temperatura de lucru ~ 450°C din timpul zincării se formează în mod deosebit compuşii $FeZn_3$ şi $FeZn_7$ (fig. 1) care trec în zincul dur (dros) aflat sub forma unui strat intermediar la limita de separaţie dintre topitura de plumb şi de zinc. Zincul dur conţine în jur de 5 % Fe, iar fiecare gram de fier introdus în topitură determină pierderea a circa 25 g zinc. Zincarea la cald trebuie condusă într-un domeniu restrîns de temperatură, ridicarea temperaturii peste 475°C determinînd creşterea cantităţii de zinc dur.

Valorificarea zincului din subproduse se realizează pe cale pirometalurgică, deseori prin distilare în retorte. Avînd în vedere consumul de combustibil pentru realizarea temperaturii ridicate (peste 1 000°C) şi investiţiile necesare, s-au cercetat în mod deosebit tehnologiile hidrometalurgice sau combinate hidropirometalurgice.

Prelucrarea hidrometalurgică a zincului dur

În urma experienţelor efectuate la nivel de laborator, pentru prelucrarea acestor subproduse s-a propus fluxul tehnologic prezentat în figura 2. Fazele mai importante sînt : solubilizarea, purificarea soluţiei şi operaţiile spe-

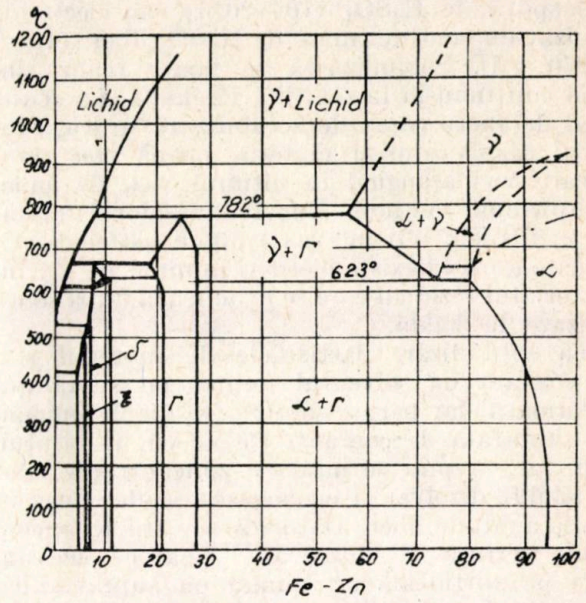


Fig. 1. Diagrama de echilibru Fe—Zn

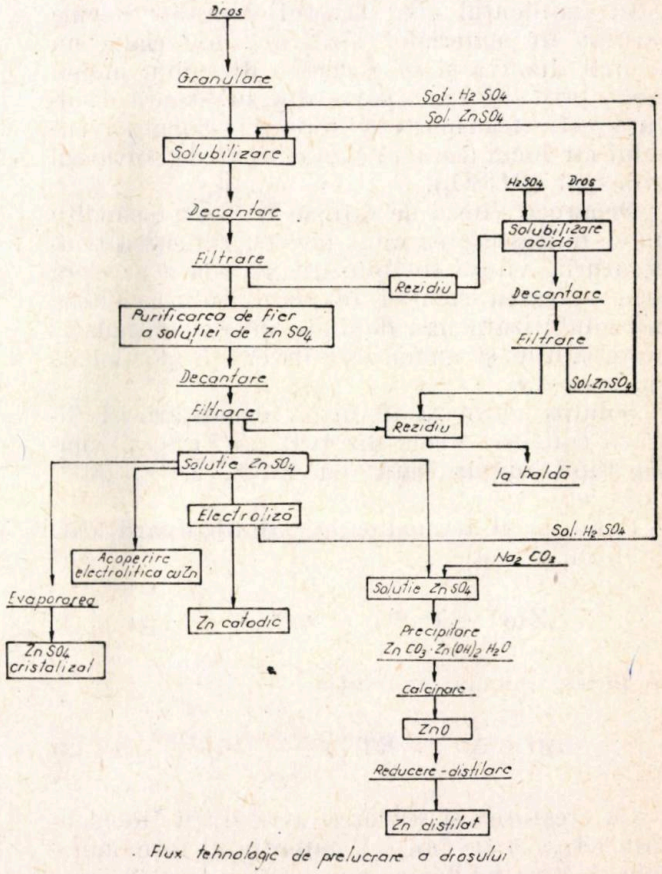


Fig. 2. Flux tehnologic de prelucrare a drosului

cifice obținerii zincului metalic sau a compușilor zincului.

Solubilizarea și purificarea soluției. În experiențele efectuate solubilizarea s-a realizat în două etape : solubilizarea neutră a soluției de H_2SO_4 recirculată (provenită de la etapa a doua) cu un conținut de 2—5 g/l H_2SO_4 și solubilizarea acidă, unde se utilizează soluție proaspătă de H_2SO_4 (10—20%) sau electrolit epuizat cu conținut mare de H_2SO_4 liber (110—270 g/l). Solubilizarea se poate realiza în mod continuu în instalațiile Pachuca. La acest mod de lucru vasele de solubilizare se leagă în serie, dizolvantul și materia primă trec prin fiecare vas ajungînd în ultimul vas, de unde este evacuat continuu. Numărul vaselor și durata de menținere într-un vas trebuie astfel determinate încît să existe pierderi minime de Zn în materialul rezidual care se evacuează după solubilizare la haldă.

La solubilizare particulele de material vin în contact cu solventul numai pe suprafața exterioară, iar partea solubilă se dizolvă numai pe suprafața de contact. De aceea, în stratul superior, treptat se mărește concentrația materialului dizolvat și cu aceasta scade concentrația acidului liber. Datorită acestui fenomen, scade viteza de dizolvare deoarece aceasta este proporțională nu numai cu suprafața de contact, dar și cu diferența dintre concentrația momentană și cea de saturație.

În momentul cînd stratul superior devine saturat în materialul dizolvat, materialul nu se mai dizolvă și se pornește din nou, numai dacă, prin difuzie, o parte din substanța dizolvată este transportată spre interiorul solventului iar locul acesteia este ocupat de solventul proaspăt (H_2SO_4).

Deoarece viteza de difuzie în aceste condiții nu se mărește prea mult nici cu ridicarea temperaturii, viteza solubilizării se poate accelera prin agitarea soluției (a solventului). Viteza de solubilizare mai depinde și de granulația materialului, și anume este invers proporțională cu aceasta.

Soluția obținută în urma decantării și filtrării conține zincul dizolvat ca $ZnSO_4$, soluția fiind impurificată cu Fe^{2+}, Fe^{3+}, Cu^{2+}, Cd^{2+} etc.

Potențialul termodinamic al dizolvării ZnO conform reacției :

$$ZnO + H_2SO_4 = ZnSO_4 + H_2O \qquad (1)$$

se poate calcula cu relația :

$$\Delta G = \Delta G^\circ + RT \ln \frac{A_{ZnSO_4} \cdot A_{H_2O}}{A_{ZnO} \cdot A_{H_2SO_4}} \qquad (2)$$

Cu creșterea și scăderea activității momentane (A_{ZnSO_4}) și ($A_{H_2SO_4}$), potențialul termodinamic al reacției devine mai pozitiv, așa că peste un anumit timp se vor dizolva simultan impuritățile prezente în material.

Pentru a împiedica acest fenomen, cantitatea de H_2SO_4 introdusă la lesierea neutră trebuie bine determinată.

În experiențele efectuate, avînd în vedere domeniile de precipitare a hidroxizilor ionilor Fe^{2+}, Zn^{2+}, Fe^{3+} (tab. 1), s-a urmărit trecerea Fe^{2+} în Fe^{3+} care are un *p*H de început și sfîrșit de precipitare în mediu acid cuprins între 2,2—3,2.

Tabelul 1

Ionul	*p*H-ul
Fe^{2+}	7,4—9,8
Zn^{2+}	6,5—8,1
Fe^{3+}	2,2—3,2

În acest scop s-au folosit oxidanți ca : H_2O_2 30% (0,5 ml/l), MnO_2 (3% față de cantitatea prelucrată).

Prin soluția cu *p*H = 4— 4,5 se poate barbota aer sau oxigen care de asemenea poate oxida Fe^{2+} la Fe^{3+}.

În soluția slab acidă a sării feroase (*p*H = = 4) are loc o reacție chimică de forma :

$$4\ Fe^{2+} + O_2 + 2H_2O = 4\ FeOH^{2+} \qquad (3)$$

La acest *p*H, sarea ferică precipită din cauza hidrolizei conform reacției :

$$Fe(OH)^{2+} + 2H_2O = Fe(OH)_3 + 2H^+ \qquad (4)$$

În soluție concentrația ionului Fe^{3+} nu poate crește pînă la valoarea la care potențialul de oxidare al sistemului Fe^{3+}/Fe^{2+}

$$E = E_0 + 0{,}058 \lg \frac{Fe^{3+}}{Fe^{2+}} \qquad (5)$$

egalează pe acela al oxigenului și, în consecință, la *p*H slab acid, sărurile feroase se oxidează ușor la săruri ferice. Hidroxidul feric precipitat elimină prin absorbție din soluție și alte impurități.

Fierul a fost înlăturat cu rezultate bune prin procedeul Jarosit; compușii de forma $2NaFe_3(SO_4)_2(OH)_6$ s-au obținut cu ajutorul substanțelor Na_2SO_4, Na_2CO_3, NaOH :

$$3Fe_2(SO_4)_3 + Na_2SO_4 + 12\ H_2O =$$

$$= 2\ NaFe_3(SO_4)_2(OH)_6 + 6H_2SO_4 \qquad (6)$$

Obținerea Zn și ZnO din soluții purificate de $ZnSO_4$. Din soluția de sulfat de zinc s-a

putut obține zinc metalic prin electroliza cu anozi insolubili sau prin combinarea procedeelor hidrometalurgice cu cele pirometalurgice.

În tabelul 2 se prezintă principalii indicatori tehnologici obținuți în instalațiile de electroliză la care s-au folosit densități de curent, concentrații de zinc și aciditați diferite.

Tabelul 2

Indicatorii	Instalația 1	Instalația 2
Tensiunea pe celula de electroliză, V	3,5	3,4
Densitatea de curent, A/m²	400	730
Electrolit inițial :		
— conținut în Zn, g/l	100	70
— conținut în H_2SO_4, g/l	100	140
Electrolit final :		
— conținut în Zn, g/l	60	55
— conținut în H_2SO_4, g/l	160	180
Distanța polară, mm	35	21
Randament de curent	80—90	87—89

Randamentele de curent sînt scăzute din cauza descărcării concomitente a unei cantități oarecare de hidrogen și a desfășurării unor reacții secundare cum ar fi :

$$2\ Fe^{3+}\ sol + Zn\ catod = 2\ Fe^{2+}\ sol + Zn^{2+}\ sol \quad (7)$$

și apoi reoxidarea Fe^{2+} la Fe^{3+} cu oxigenul degajat la anod :

$$4\ FeSO_4 + 2\ H_2SO_4 + O_2 = 2\ Fe_2(SO_4)_3 + 2H_2O \quad (8)$$

S-au analizat diverse metode pentru efectuarea continuă a electrolizei : folosirea în calitate de catod a unui tambur sau a unei benzi care se mișcă continuu în electrolizor, zincul depus fiind desprins de pe tambur sau bandă și rulat pe un alt tambur.

Pentru obținerea Zn prin reducerea ZnO s-a obținut mai întîi carbonatul de zinc, prin precipitarea ionilor de zinc din soluția apoasă de sulfat de zinc cu o soluție de $KHCO_3$ sau $NaHCO_3$ saturată cu CO_2. La tratarea soluției de sulfat de zinc cu o soluție de carbonat de sodiu în exces se separă carbonații bazici de zinc a căror compoziție variază după condițiile de lucru : $ZnCO_3 \cdot Zn(OH)_2 \cdot H_2O$;

$2ZnCO_3 \cdot 3\ Zn(OH)_2 \cdot H_2O$;

$ZnCO_3 \cdot 3\ Zn(OH)_2 \cdot nH_2O$.

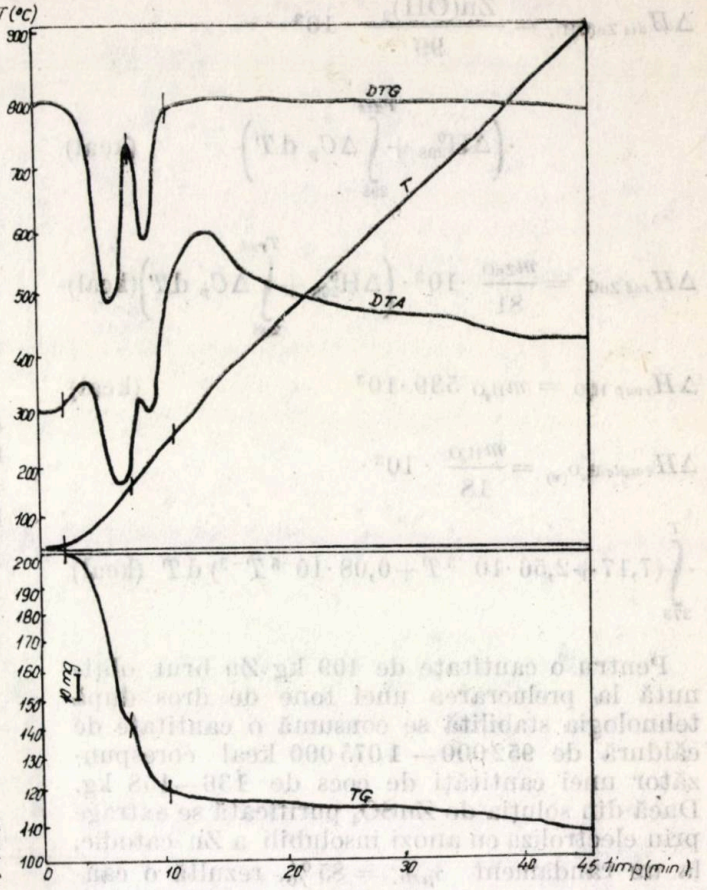


Fig. 3. Termograma carbonatului bazic de zinc

Curbele termogravimetrice ale carbonatului bazic (fig. 3) indică prezența a două efecte endoterme : un efect endoterm însoțit de o pierdere în greutate, corespunzător eliminării grupelor OH^- din hidroxidul de zinc la 160°C și un al doilea efect endoterm cauzat de descompunerea carbonatului de zinc și care se termină la 260°C.

Oxidul de zinc obținut în urma calcinării $ZnCO_3$ poate fi folosit ca atare sau se utilizează pentru obținerea zincului, prin reducere cu distilare.

Căldura consumată pentru obținerea zincului brut din $ZnCO_3 \cdot Zn(OH)_2 \cdot H_2O$ se poate calcula conform relației :

$$Q = \Delta H_{dis.} \cdot ZnCO_3 + \Delta H_{dis.} \cdot Zn(OH)_2 + \Delta H_{red.} \cdot ZnO + \Delta H_{evap.} \cdot H_2O + \Delta H_{încălz.} \cdot H_2O_{(v)}$$

$$\Delta H_{dis.}\ ZnCO_3 = \frac{m_{ZnCO_3}}{125} \cdot 10^3 \quad (9)$$

$$\left(\Delta H^0_{298} + \int_{298}^{T_{dis}} \Delta C_p\ dT\right) \quad (kcal)$$

$$\Delta H_{dis\ Zn(OH)_2} = \frac{Zn(OH)_2}{99} \cdot 10^3 \cdot$$

$$\cdot\left(\Delta H^0_{298} + \int_{298}^{T_{dis}} \Delta C_p \, dT\right) \quad \text{(kcal)}$$

$$\Delta H_{red\ ZnO} = \frac{m_{ZnO}}{81} \cdot 10^3 \cdot \left(\Delta H^0_{298} + \int_{298}^{T_{red}} \Delta C_p \, dT\right) \text{(kcal)}$$

$$\Delta H_{evap\ H_2O} = m_{H_2O}\ 539 \cdot 10^3 \quad \text{(kcal)}$$

$$\Delta H_{încăl\ H_2O_{(v)}} = \frac{m_{H_2O}}{18} \cdot 10^3 \cdot$$

$$\cdot \int_{373}^{T} (7{,}17 + 2{,}56 \cdot 10^{-3} T + 0{,}08 \cdot 10^{-5} T^{-2})\, dT \quad \text{(kcal)}$$

Pentru o cantitate de 409 kg Zn brut obținută la prelucrarea unei tone de dros după tehnologia stabilită se consumă o cantitate de căldură de 952 000 — 1 075 000 kcal corespunzător unei cantități de cocs de 136—158 kg. Dacă din soluția de $ZnSO_4$ purificată se extrage prin electroliza cu anozi insolubili a Zn catodic, la un randament $\eta_{extr.} = 85\,\%$, rezultă o cantitate de 544 kg Zn la un consum de energie $E = 1\,500$ kwh/t, ceea ce corespunde la 129 000 kcal respectiv 19 kg cocs.

Obținerea sulfatului de zinc cristalizat. Din soluțiile de $ZnSO_4$ purificate, între 0 și 39°C se separă $ZnSO_4 \cdot 7H_2O$ sub formă de cristale

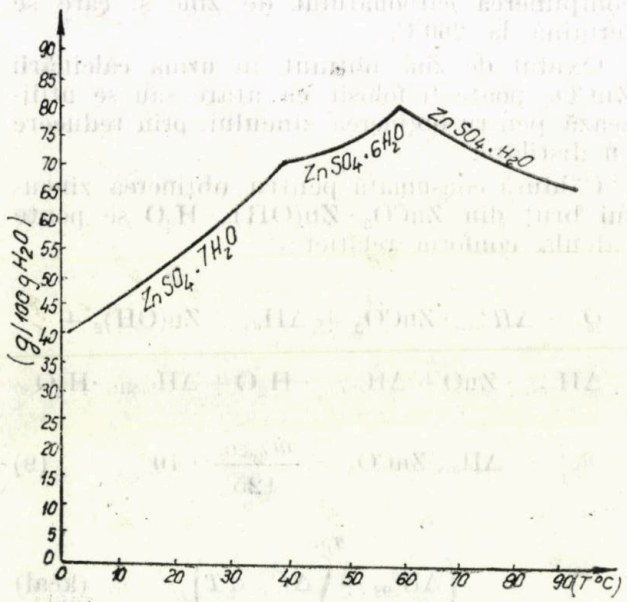


Fig. 4. Diagrama de solubilitate a $ZnSO_4$

rombice, incolore, strălucitoare, cu densitatea 1,97 g/cm³.

Între 39 și 60°C cristalizează din soluțiile apoase hexahidratul $ZnSO_4 \cdot 6H_2O$, iar între 60 și 100°C cristalizează monohidratul $ZnSO_4 \cdot H_2O$ (fig. 4).

Dizolvarea $ZnSO_4 \cdot 7H_2O$ și a $ZnSO_4 \cdot 6H_2O$ are loc cu absorbție de căldură iar dizolvarea monohidratului, cu degajare de căldură.

Posibilități de prelucrare hidrometalurgică a salmiacului

Salmiacul, format în principal din clorură de amoniu și clorură de zinc, provine de la fluxul adăugat pe suprafața topiturii de zinc și conține ca principale impurități ioni de fier, plumb, aluminiu etc.

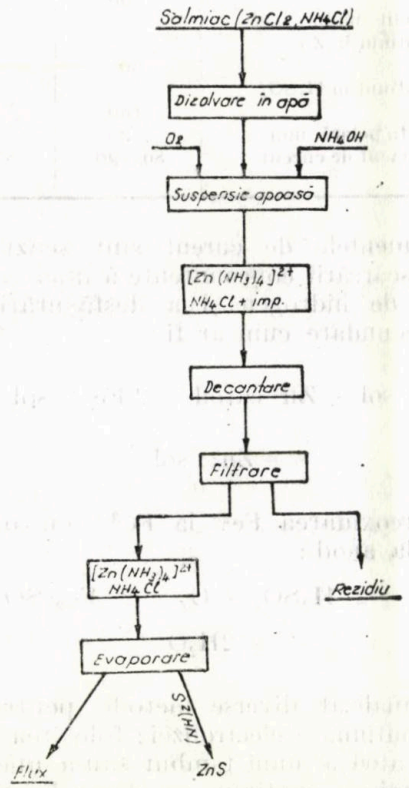


Fig. 5. Flux tehnologic de valorificare a salmiacului

Din fluxul tehnologic de valorificare a salmiacului (fig. 5) rezultă că acest compus este parțial solubil în apă cînd se precipită $Zn(OH)_2$.

Precipitatul este impurificat cu urme de hidroxid fero-feric, hidroxid de aluminiu, clorură de plumb, sulfuri.

În prezența NH_4OH zincul trece în soluție ca amoniacat complex $[Zn(NH_3)_4](OH)_2$, putîndu-se separa prin decantare și filtrare de impuritățile existente în salmiac.

Amestecul de NH_4OH și NH_4Cl formează un sistem tampon care după concentrațiile com-

Tabelul 3

NH_4OH(mol/l)	NH_4Cl(mol/l)	*p*H
0,1	—	11,3
0,1	0,1	9,3
0,1	1,0	8,3
0,1	2,0	8,0
0,1	3,0	7,8
0,1	4,0	7,7

ponenților menține în limite determinate valoarea *p*H-ului (tab. 3).

Hidroxizii metalelor care se separă la $pH < 7{,}5$(Fe^{3+}, Al^{3+}) vor participa la adăugarea de amoniac.

Hidroxidul de amoniu formează cu Fe^{2+} un precipitat de hidroxid feros ce trece ușor cu oxigenul din aer în $Fe(OH)_2 \cdot 2Fe(OH)_3$. Din cauza amestecului tampon precipitarea nu este completă iar cînd se folosește un oxidant cum ar fi apa oxigenată, hipoclorat, oxidarea se produce imediat.

$$4\,Fe^{2+} + 8\,HO^- + O_2 + 2H_2O = 4\,Fe(OH)_3 \quad (10)$$

Prin filtrare se separă o soluție ce conține un amestec de clorură de amoniu și amină complexă de zinc. Filtratul poate fi corectat cu HCl și Zn sau $ZnCl_2$, rezultînd o soluție ce se poate folosi ca flux pentru acoperirile metalice sau pentru obținerea ZnS prin precipitare cu $(NH_4)_2S$.

Concluzii

— Zincul și compușii zincului (ZnO, $ZnCO_3$, $ZnSO_4$) pot fi obținuți prin prelucrarea soluțiilor de $ZnSO_4$ purificate rezultate prin solubilizarea drosului și salmiacului în soluții de H_2SO_4.

— Extracția zincului din soluție de $ZnSO_4$ prin electroliză cu anozi insolubili este indicată pentru valorificarea zincului ca metal și nu este rentabilă obținerea zincului prin reducerea ZnO.

— Subprodusele de la zincarea termică pot fi valorificate la randamente ridicate pentru obținerea compușilor $ZnCO_3$, $ZnSO_4$ cristalizat, ZnO, prin combinarea operațiilor hidrometalurgice cu operații pirometalurgice conform fluxurilor tehnologice stabilite în prezenta lucrare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Richter, S. In: Neue Hütte, R.D.G., nr. 4, 1983, p. 121—127.

[2] Oprea, Fl., Oprea, S. și Olaru, Fl. *Metalurgia plumbului, cuprului și zincului*. București, Ed. Tehnică, 1965.

[3] Muizeh, K. ș.a. In: Hutnik, R.P.P., nr. 1, 1981, p. 34.

[4] Spacu, P. ș.a. *Tratat de chimie anorganică*, București Ed. Tehnică, 1978.

[5] Matusevici, E. N. *Cristalizarea din soluții în industria chimică*, București, Ed. Tehnică, 1971.

Tribologia în prelucrarea materialelor metalice prin deformare plastică

Dr. ing. N. Atanasiu
Institutul politehnic — București

CZ : 621.9.014.2 :539.374

În ultimii ani, în țările cu industrie dezvoltată s-a acordat o atenție sporită cercetărilor și aplicațiilor practice privind procesele tribologice care apar în timpul deformării plastice a materialelor metalice prin laminare, tragere, extruziune, ambutisare și altele, avînd drept scop reducerea consumului de energie, îmbunătățirea calității produselor și diminuarea uzării sculelor.

Înglobînd frecarea-ungerea și uzarea, tribologia s-a conturat ca știință relativ recent, avînd contingență cu metalurgia, mecanica, fizica corpului solid și chimia fizică, termotehnica, elasticitatea și plasticitatea, chimia și reologia lubrifianților.

Ținînd seamă de complexitatea fenomenelor tribologice ce apar în procesele de deformare plastică a metalelor la interfața scule-metal, în lucrarea de față se analizează următoarele aspecte : prevenirea formării microsuduriilor ; prevenirea uzării sculelor ; reducerea consumului de energie prin micșorarea forțelor de deformare ; îmbunătățirea calității suprafeței produselor prelucrate ; controlul frecării pentru asigurarea unei curgeri normale a materialului în timpul deformării plastice.

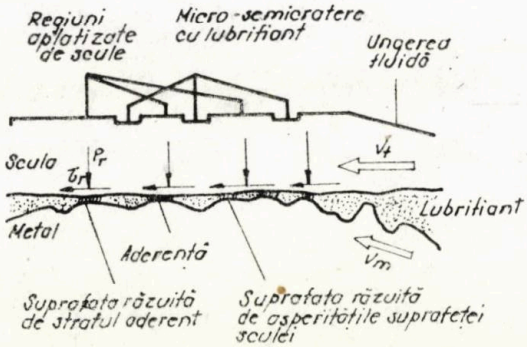


Fig. 1. Reprezentarea schematică a interferenței sculă-metal

Condițiile de contact la interfața sculă-metal în timpul prelucrării prin deformare plastică pot fi modelate potrivit figurii 1. Se observă că alunecarea prin frecare are loc între suprafața sculei, relativ netedă, și suprafața metalului supusă simultan unei deformări plastice masive și aplatizării de către scula de lucru. În zonele de aplatizare se produce ungerea în stratul limită și „răzuirea" datorită asperităților sculei, iar în condițiile aspre de frecare apar atît aderența cît și răzuirea datorită stratului aderent.

Raportul dintre suprafața aplatizată de sculă A_r (suprafața reală de contact) și suprafața de contact aparentă A_a, numit și raportul de contact R, este influențat de către mărimea $\nu v/p$ care controlează introducerea, captarea și evacuarea lubrifiantului (ν — viscozitatea cinematică a lubrifiantului, v — viteza de alunecare, p — presiunea suprafeței sculei). Dependența raportului de contact R a rugozității suprafeței și a coeficientului de frecare de mărimea $\nu v/p$ s-a reprezentat în figura 2.

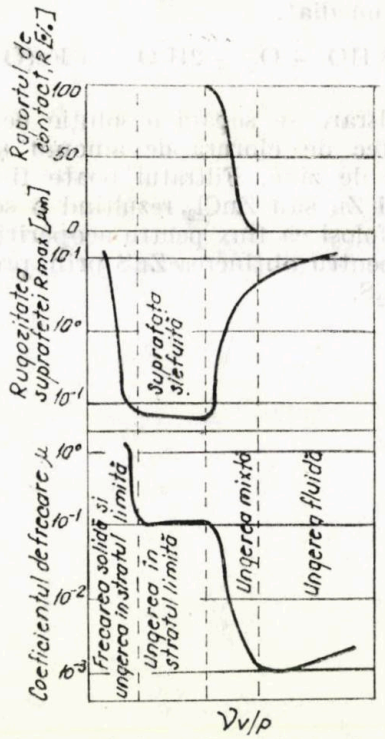


Fig. 2. Curbe caracteristice ale coeficientului de frecare (curbe Stribek)

Suprafața produsului prelucrat va avea aspect de „șlefuită" cînd $R = 100\,\%$ și dacă condiția de ungere în stratul limită se realizează pe întreaga suprafață de contact.

Pentru a descrie rezistența la frecare F la interfața sculă-metal se folosește o relație de forma :

$$F = \tau_a \cdot A_a = \tau_s \cdot A_s + \mu_b p_b A_b + A_p p_c \quad (1)$$

Lucrare prezentată la a V-a Sesiune de comunicări tehnico-științifice „Tehnologii și utilaje noi pentru prelucrări la cald" Universitatea din Brașov, 27—28 februarie, 1986.

în care : A_a este suprafața de contact aparentă ; τ_a — tensiunea de forfecare la frecare pe suprafața A_a ; τ_s — tensiunea de forfecare la frecare în regiunea sudată ; A_s — suprafața sudată în regiunea aplatizată ; A_b — suprafața corespunzătoare stratului limită ; p_b — presiunea pe suprafața A_b ; μ_b — coeficientul de frecare pe suprafața A_b ; A_p — suprafața proiectată în direcția de alunecare a asperităților sculei pătrunse în produs ; p_c — tensiunea de curgere a metalului ; $A_p p_c$ — forța de răzuire. În relația (1) s-a neglijat rezistența la frecare în micro-semicratere și la suprafața de ungere fluidă.

Semnificația practică a relației (1) este următoarea :

1. În condițiile frecării uscate și fără efectul de „răzuire"

$$F = \tau_a \cdot A_a = \tau_p \cdot A_s = \tau_r \cdot A_r \qquad (2)$$

unde τ_r este tensiunea de forfecare medie la frecare pe suprafața reală de contact.

Presiunea pe suprafața reală de contact :

$$p_r = \frac{P}{A_r} \qquad (3)$$

în care P este forța verticală a sculei care acționează asupra metalului.

Prin egalarea ecuațiilor (2) și (3) se obține :

$$\tau_a = (\tau_s/p_r) \cdot p_a \qquad (4)$$

unde p_a este presiunea aparentă.

Prin urmare, coeficientul de frecare va fi :

$$\mu = \tau_a/p_a = \tau_s/p_r \qquad (5)$$

2. În condițiile frecării limită pe întreaga suprafață :

$$\tau_a \cdot A_a = \mu_b p_b A_r = \tau_b A_s \qquad (6)$$

Deci :

$$\mu_b = \tau_b/p_b = \tau_r/p_r = \tau_a/p_a \qquad (7)$$

Relația (7) ilustrează faptul că τ_r crește proporțional cu p_r, în timp ce, potrivit legii lui Coulomb (5), atît τ_s cît și p_r sînt constante fiind determinate de proprietățile metalului astfel că și μ devine constant.

Din relația (1) rezultă :

$$\mu = (\tau_s/p_r)\gamma_s + \mu_s(1 - \gamma_s) + (A_p/A_r)(p_c/p_r) \qquad (8)$$

unde γ_s reprezintă raportul de sudare ($\gamma_s = s_s/A_r$).

Relația (8) indică faptul că μ este proporțională cu γ_s și cu A_p/A_r adică cu raportul de răzuire.

Încercări experimentale de frecare-uzare

Instalațiile uzuale folosite la încercări de frecare-uzare se pot împărți astfel :

a) Încercări fundamentale de frecare, care se realizează pe instalații cum sînt : instalația Timkeń, instalația Falex, instalația cu patru bile, instalația tip pendul și altele ; toate însă prezintă dezavantajul determinat de faptul că deformarea plastică a materialului piesei prelucrate este complet exclusă.

b) Încercări destinate simulării frecării, care folosesc tehnicile caracterizate de curgerea plastică masivă a materialului piesei prelucrate. La aceste încercări aspectul important constă în faptul că se pot specifica condițiile de contact pentru efectuarea încercării, condiții care trebuie să corespundă celor din procedeele industriale de deformare plastică. Totuși,

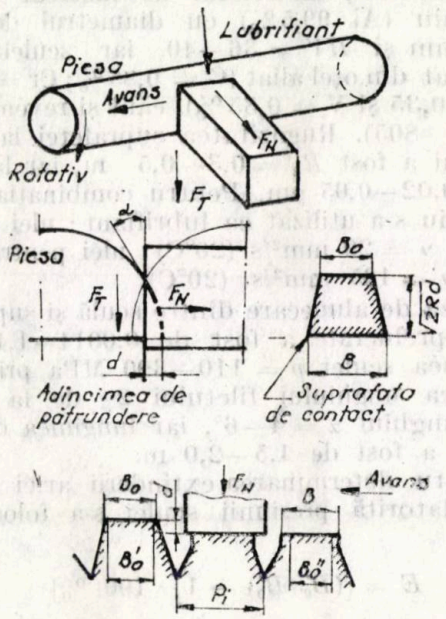


Fig. 3. Principiul metodei de încercare și condițiile la suprafața de contact sculă-piesă de prelucrat

multe din instalațiile folosite pentru simularea frecării nu satisfac în întregime condițiile de contact cu privire la presiune, viteză, reducere de secțiune și temperatură, în special în cazul laminării tablelor la rece cu viteze mari de lucru.

În figura 3 s-a prezentat o metodă de încercare pentru simularea frecării, ungerii și uzării în procesele de deformare plastică a metalelor. Se observă că o sculă este presată pe piesa de prelucrat de forma unei bare circulare prevăzută cu un filet trapezoidal. Scula avansează longitudinal și pătrunde continuu în piesă pe o adîncime d. Lubrifiantul se introduce la suprafața de contact sculă-piesă.

Se măsoară forța normală F_N și forța tangențială F_T după care se calculează presiunea medie a sculei, deci :

$$p = F_N/A$$

$$\tau = F_T/A$$

$$A \cong (2B + B_0)\sqrt{2Rd}/3 \qquad (9)$$

unde : A este suprafața nominală de contact ; R — raza piesei prelucrate ; d — adîncimea de pătrundere ; B_0 — lățimea inițială la vîrful filetului trapezoidal ; B — lățimea filetului după încercare.

Folosind ecuația (9) se obține valoarea coeficientului de frecare :

$$\mu = \tau/p = F_T/F_N \qquad (10)$$

Experimentările s-au efectuat la temperatura camerei, materialul de încercat a fost aluminiu (Al 99,5 %) cu diametrul de 38—45 mm și $HV = 36-40$, iar sculele s-au executat din oțel aliat (C = 0,85 % ; Cr = 12 % ; Mo = 0,35 și V = 0,35 %), călit și revenit ($HV = 785-805$). Rugozitatea suprafeței la vîrful filetului a fost $R_a = 0{,}3-0{,}5$ m, iar la scule $R_a = 0{,}02-0{,}05$ μm. Pentru combinația oțel-aluminiu s-a utilizat ca lubrifiant : ulei pentru lagăre, $\nu = 20$ mm²/s (20°C) ; ulei pentru turbine, $\nu = 185$ mm²/s (20°C).

Viteza de alunecare dintre sculă și suprafața piesei prelucrate a fost de 0,0014—1,4 m/s, presiunea sculei, $p = 110-390$ MPa prin modificarea unghiului filetului 2γ de la 60 la 185°, unghiul $\alpha = 4-6°$, iar lungimea de alunecare a fost de 1,5—2,0 m.

Pentru determinarea extinderii ariei suprafeței datorită presiunii sculei s-a folosit relația :

$$E = \{(B_0''/B_0') - 1\} \cdot 100[\,\%] \qquad (11)$$

Dependența extinderii E de adîncimea de pătrundere d s-a reprezentat în figura 4. Se observă că există o legătură liniară între E și d

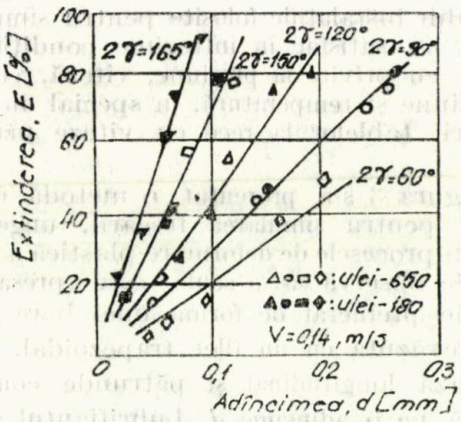


Fig. 4. Dependența extinderii E de adîncimea de pătrundere d pentru două tipuri de lubrifiant

pentru fiecare unghi de filet indiferent de tipul lubrifiantului utilizat. Pătrunderea d s-a obținut prin măsurarea diametrului piesei înainte și după încercare.

În figura 5 s-a reprezentat dependența dintre presiunea sculei p și extinderea ariei suprafeței

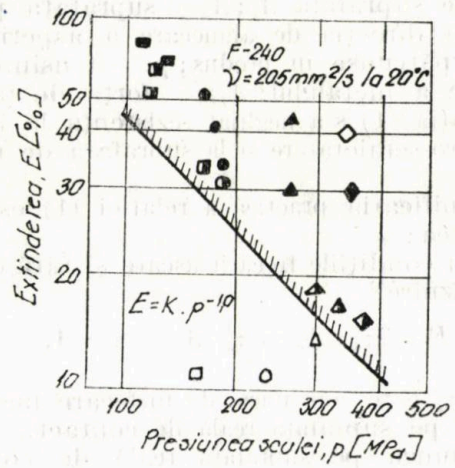


Fig. 5. Efectul presiunii sculei asupra extinderii critice a suprafeței

E. Valoarea critică a extinderii E este dată de o linie dreaptă în coordonate logaritmice, conform relației :

$$E = K \cdot p^{-1,0} \qquad (12)$$

în care : K este o constantă care depinde de viscozitatea cinematică a lubrifiantului, de viteza de alunecare și de alți factori (pentru cazul de față $K = 4\,300$). În condițiile de experimentare : $p = 1\,900$ MPa și $V = 0{,}14$ m/s valoarea critică a extinderii ariei suprafeței filetului $E \simeq 22{,}5$ %.

Legătura dintre factorii care influențează aderența materialului la suprafața sculelor se poate exprima cu o ecuație de forma :

$$E = K_t \cdot V^{0,60} \cdot \nu^{1,38} \cdot p^{-1,0} \qquad (13)$$

unde : K_t este o constantă (în acest caz $K = 8{,}85$).

Domeniile condițiilor de lucru sînt : $E < 76$ % ; $0{,}0014 < V < 1{,}4$ m/s ; $67 < \nu < 480$ mm²/s la 20°C și $110 < p < 390$ MPa. Se observă din ecuația (13) că viscozitatea lubrifiantului ν are cel mai mare efect asupra aderenței materialului la suprafața piesei.

În figura 6 s-a reprezentat legătura dintre extinderea suprafeței E și mărimea $V^{0,60} \cdot \nu^{1,38} \cdot p^{-1,0}$ pentru toate rezultatele experimentale. Înclinația liniei drepte din figură corespunde valorii 8,85. Se observă că datele experimentale pentru aderență și semiaderență se află în zona haşurată.

Pentru a obține rezultate cît mai concludente privind tribologia în procesele de deformare plastică a metalelor, se recurge la încercări care se efectuează prin laminarea

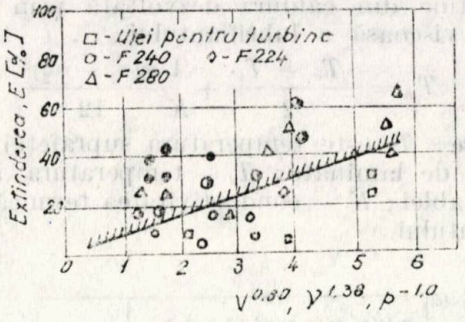


Fig. 6. Dependența extinderii ariei suprafeței E de mărimea $V^{0,60} \cdot \gamma^{1,38} \cdot p^{-10}$

propriu-zisă. În acest caz, coeficientul de frecare care se calculează pe baza forței de laminare măsurate și a teoriei (Bland și Ford și alții) se folosește pentru evaluarea lubrifiantului.

De asemenea, coeficientul de frecare se poate calcula din momentul și forța de laminare sau din tensiune și forța, folosind următoarele relații :

$$\mu = G/PR \qquad (14)$$

sau

$$\mu = T/P \quad \text{(dacă unghiul de prindere este unic)} \qquad (15)$$

Se menționează faptul că valorile coeficientului de frecare sînt valabile numai pentru anumite condiții de experimentare. În cazul experimentărilor efectuate pe un laminor de laborator de dimensiuni reduse, este necesar a se lua în considerare mărimea reducerii ce trebuie realizată în cazul vitezei de laminare și a altor variabile ale procedeului. Totuși, există dificultăți în obținerea unei mai bune corelații între mărimile variabilelor procedeului realizate pe instalații de laborator și cele industriale. De aceea, pentru evaluarea corectă a fenomenelor tribologice care se produc la interfața scule-metal, se impune efectuarea încercărilor pe instalații industriale folosite la deformarea plastică a metalelor, însă costul ridicat al unor astfel de experimentări le limitează sau chiar le exclude.

În figura 7 s-a prezentat variația coeficientului de frecare în funcție de viteza de laminare obținută prin încercarea de simulare, în cazul unei reduceri de laminare de 5 %. La încercări s-au folosit trei lubrifianți : *1* — ulei de bază și parafină ; *2* — ulei de bază, parafină și 10 % acid oleic ; *3* — ulei de bază, parafină și 2 % ZnDDP, a căror viscozitate înainte de întrebuințare D inițial (cSt) la 25°C a fost 20.

Se observă că a viteza de laminare de 10 m/min, coeficientul de frecare în cazul lubrifiantului *2* este cel mai scăzut. La viteze mari de laminare, diferența dintre coeficienții de frecare devine neînsemnată în cazul lubrifianților *1* și *2*. Acest lucru ilustrează faptul

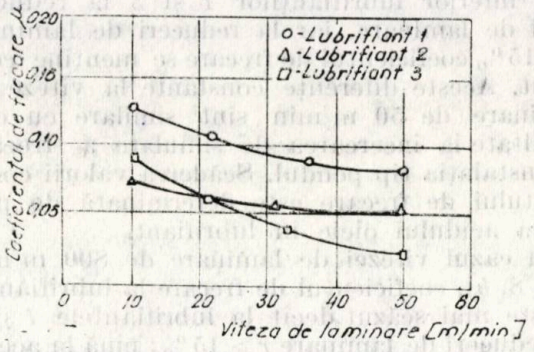


Fig. 7. Influența vitezei de laminare asupra coeficientului de frecare

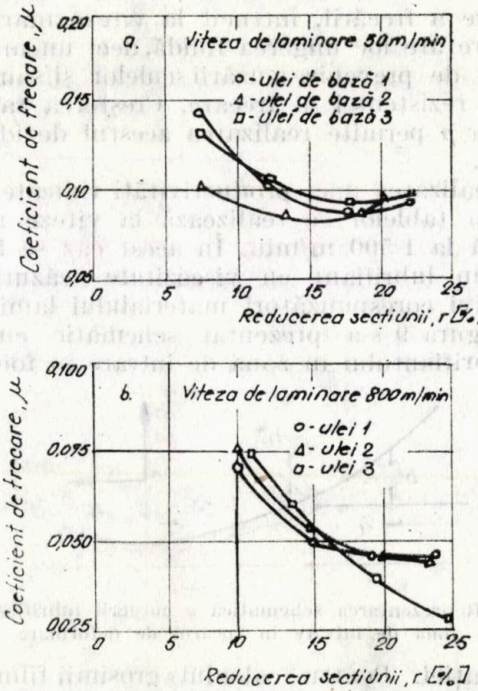


Fig. 8. Dependența coeficientului de frecare de reducerea secțiunii și de viteza de laminare

că efectul agentului limită este depășit de creșterea vitezei de laminare. Coeficientul de frecare în cazul lubrifiantului *3* este mai mic la viteze mai mari de laminare în comparație cu ceilalți doi lubrifianți.

În figura 8 s-a prezentat valoarea coeficientului de frecare măsurat la experimentările efectuate pe un laminor de dimensiuni reduse în funcție de reducere pentru două viteze de laminare. Finisarea cilindrilor de laminare s-a realizat prin șlefuire, astfel că rugozitatea tăbliei a fost $R_{max} = 0{,}8$ μm. Laminarea s-a făcut pe table din oțel carbon moale în stare re-

coaptă avînd dimensiunile $400 \times 300 \times 1$ mm. Atît cilindrii de laminare cît și tabla prelucrată au fost degresate cu benzină și unse cu lubrifiant înainte de a se începe laminarea.

La viteze de laminare de 50 m/min (fig. 8, *a*) coeficientul de frecare în cazul lubrifiantului *2* este inferior lubrifianților *1* și *3* la reduceri mici de laminare, iar la reduceri de laminare $r > 15\,\%$ coeficientul de frecare se menține constant. Aceste diferențe constante la viteze de laminare de 50 m/min sînt similare cu cele rezultate la încercarea de simulare a frecării pe instalația tip pendul. Scăderea valorii coeficientului de frecare este determinată de prezența acidului oleic în lubrifiant.

În cazul vitezei de laminare de 800 m/min (fig. 8, *b*), coeficientul de frecare la lubrifiantul *3* este mai scăzut decît la lubrifiantele *1* și *2* la reduceri de laminare $r > 15\,\%$; pînă la această reducere μ este constant. Se observă, că, la această viteză de laminare, coeficientul de frecare diferă de cel rezultat la încercarea de simulare a frecării, întrucît la viteze mari de laminare are loc ungerea fluidă, deci un mijloc eficient de prevenire a uzării sculelor și/sau reducerii rezistenței la frecare. Creșterea raportului $\nu v/p$ permite realizarea acestui deziderat (fig. 2).

În realizarea unei productivități ridicate, laminarea tablelor se realizează la viteze mari de pînă la 1 500 m/min. În acest caz se folosește un lubrifiant cu viscozitate scăzută și cu aditivi corespunzători materialului laminat.

În figura 9 s-a prezentat schematic curgerea lubrifiantului în zona de intrare în focarul

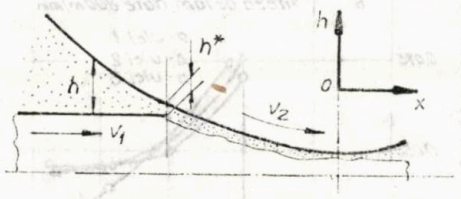


Fig. 9. Reprezentarea schematică a curgerii lubrifiantului în zona de intrare în focarul de deformare

deformației. Pentru calculul grosimii filmului de lubrifiant în această zonă se folosește ecuația lui Reynolds pentru condițiile filmului subțire :

$$\frac{dP}{dx} = \frac{12\,\nu}{h^3}(h - h^*)\frac{v_1 + v_2}{2} \qquad (16)$$

unde : ν este viscozitatea cinematică a lubrifiantului ; h^* — grosimea filmului de lubrifiant în zona de intrare ; h — grosimea filmului de lubrifiant într-o poziție arbitrară x ; v_1 — viteza tablei în zona de intrare ; v_2 — viteza cilindrilor de laminare în zona de intrare.

Viscozitatea lubrifiantului în condițiile de presiune ridicată și de temperatură înaltă se calculează cu relația :

$$\nu = \nu_0 \exp(\gamma p - \alpha T) \qquad (17)$$

în care : ν_0 este viscozitatea în condițiile de presiune normală ; γ — coeficient de presiune ; α — coeficient de temperatură.

Temperatura medie a filmului de lubrifiant se obține din căldura dezvoltată prin forfecarea vîscoasă a lubrifiantului :

$$T_m = \frac{T_c + T_t}{2} + \frac{1}{K}\frac{\eta(v_1 - v_2)^2}{12} \qquad (18)$$

în care : T_c este temperatura suprafeței cilindrului de laminare ; T_t — temperatura suprafeței tablei ; K — conductivitatea termică a lubrifiantului.

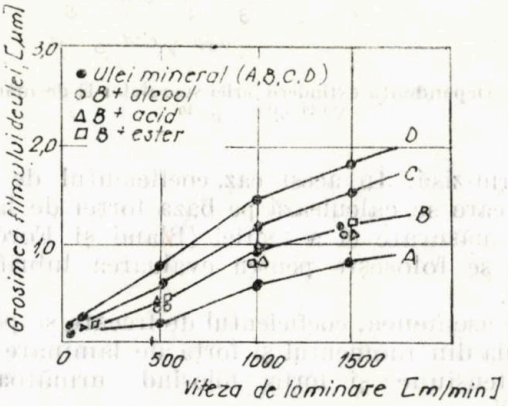


Fig. 10. Efectul viscozității uleiului de bază și a aditivilor asupra grosimii filmului de ulei

Aplicînd relațiile (16)—(18) se calculează grosimea filmului de lubrifiant în zona de intrare a focarului de deformare.

În figura 10 s-a prezentat dependența grosimii filmului de lubrifiant în funcție de viteza de laminare, în cazul unei reduceri de 15 %. Laminarea s-a efectuat pe cilindri cu diametrul de 300 mm și lățimea de 200 mm, iar rugozitatea tăbliei cilindrilor a fost $R_a = 0{,}13$ μm. Ca lubrifiant s-a utilizat ulei de bază — patru grupe — avînd următoarea viscozitate cinematică (mm^2/s) la temperatura de 40°C : A—1,70 ; B—2,14 ; C—3,55 și D—4,12 ; la uleiul de bază din grupa B s-au introdus aditivi : alcool, acid oleic și ester. Se observă că grosimea filmului de lubrifiant crește proporțional cu viteza de laminare. Viscozitatea ridicată a uleiului de bază determină o creștere a grosimii filmului de lubrifiant. Prin introducerea celor trei tipuri de aditivi la uleiul de bază *B* nu se remarcă o influență însemnată asupra grosimii filmului de lubrifiant.

Spre deosebire de oțel, cînd la viteze de laminare de peste 1 000 m/min grosimea filmului de ulei rămîne constantă sau descrește ușor, acest fenomen nu se constată în timpul laminării aluminiului. Explicația constă în faptul că modificarea viscozității uleiului de bază în zona de intrare nu este suficient de însemnată pentru a cauza o modificare distinctă în grosimea filmului în comparație cu cea observată la laminarea oțelului.

Grosimea filmului de lubrifiant calculată cu relațiile (11)—(13) s-a prezentat în figura 10. Se observă că valorile calculate sînt mai mici decît cele măsurate, însă tendința de creștere a grosimii filmului cu viteza de laminare este similară.

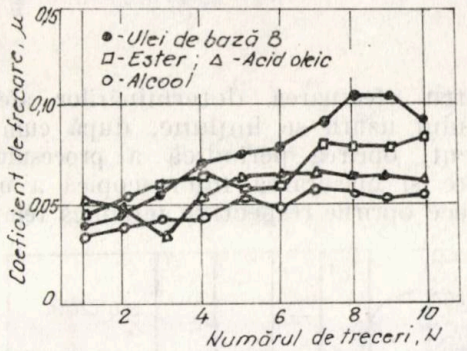


Fig. 11. Dependența coeficientului de frecare de numărul de treceri și de natura aditivilor

Pentru a determina variația coeficientului de frecare în funcție de natura aditivilor introduși în lubrifiant s-au trasat graficele din figura 11 pentru un număr de 10 treceri la o viteză de laminare de 100 m/min și o reducere de secțiune de 45 %. Se observă că alcoolul este cel mai eficient aditiv în cazul laminării aluminiului, fapt ce corespunde și cu rezul-

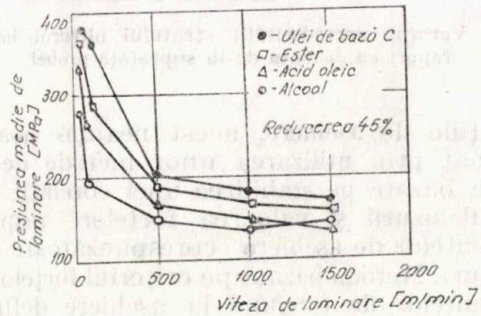


Fig. 12. Influența vitezei de laminare asupra presiunii medii în cazul a trei tipuri de aditivi

tatele obținute la încercările de frecare pe instalația tip pendul. De asemenea, se constată că odată cu creșterea lungimii tablei crește și valoarea coeficientului de frecare, iar diferența între mărimea coeficientului de frecare devine mult mai distinctă în raport cu aditivii folosiți. Acest lucru este determinat de faptul că prin folosirea alcoolului stratul de lubrifiant de pe cilindrul de laminare crește omogen odată cu creșterea lungimii tablei, în timp ce prin introducerea esterului suprafața este acoperită neuniform de către aluminiu.

În figura 12 s-a prezentat influența vitezei de laminare asupra presiunii medii de laminare prin folosirea a trei tipuri de aditivi. Se observă că la viteze scăzute de laminare, cînd predomină condițiile de frecare limită, aditivii au o influență însemnată asupra reducerii presiunii de laminare. Pe de altă parte, presiunea de laminare nu depinde de aditivi la viteze mari de laminare, cînd se produce ungerea hidrodinamică prin realizarea unui film de lubrifiant de aceeași grosime ca și rugozitatea suprafeței.

Concluzii

Reducerea consumului de energie, îmbunătățirea calității produselor și diminuarea uzării sculelor sînt strîns legate de fenomenele tribologice care se produc la interfața metal-scule în timpul prelucrării prin deformare plastică.

În realizarea acestor deziderate este de o importanță fundamentală alegerea corectă a lubrifianților și aditivilor în funcție de viteza de deformare și alți factori.

Aprecierea proprietăților lubrifiante și de antiuzare ale lubrifianților utilizați în laminare nu poate fi realizată cu metode de simulare întrucît condițiile de contact la instalațiile de încercare nu coincid cu cele din procesele de deformare plastică.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * *Lubrication (Tribology): Education and Research.* A report on the present position and industry's needs, H. M. Stationary office, London, 1966.

[2] Pavelescu, O. și alții. *Tribologia*, București, Editura didactică și pedagogică, 1977.

[3] Kawai, N., Dohda, K.. *Tribology in Forming Processes*, Advanced Technology of Plasticity, Tokyo vol. I, 1984, pag. 145.

[4] Tripathi, K., *Tribological Approach to Material Processing.* Advanced Technology of Plasticity, Tokyo Vol. I, 1984, pag. 192.

[5] Czichos, H., *Technology of Friction, Lubrification and Wear*, Amsterdam, Elsevier Publ. Company, 1978.

[6] Pinkus, O. și Wilcock, D. *The Role of Tribology in Energy Conservation*, Lubrication Eng. 34, 1978, pag. 599.

[7] Azushima, A. și Kita, Y., *Fundamental Tribology in Cold Sheet Rolling*, Advanced Technology of Plasticity, Tokyo, 1984, Vol. I, pag. 241.

[8] Peterson, M. și Ling, F. *Friction and Lubrication in Metal Working*, ASME, New York, 1966, pag. 39.

[9] Cheng, H. S., *Friction and Processing*, ASME, New York, 1966, pag. 69.

[10] Matsui, K și alții. *Evaluation of Lubricants for Rolling of Aluminium Sheet and Foil*, Advanced Technology of Plasticity, Tokyo 1984, Vol. I, pag. 247.

[11] Oyane, M și alții, *Metalworking Lubrication*, ASME, New York, 1980, pag. 13.

[12] Oyane, M., și Yoshikawa, K. *Preprint of the Japanese Spring Congress on Plastic Working*, 1979 p. 297.

[13] Cameron, A., *Principle of Lubrication*, Londra, Longmans, 1966, pag. 17.

[14] Goto, Y. și alții. *A Study of Material Pick-up to Tool Surface in Metal Forming*, Advanced Technology of Plasticity, Tokyo, 1984, pag. 162.

[15] Shey, A., *Metal Forming Interrelation between Theory and Practice*, New York, Plenum Press, 1971, pag. 275.

[16] Dornfeld, D. A. și Kanatey-Asion, E. In: Int. Journal Mech. Science, 22, 1980, p. 285.

[17] Doege, E. și Schneider, R., *Verschleiss. Reibung und Wirkungsweise von Schmierstoffen beim Gesenkschmieden*, Tribologie und Schmierungstechnik 30, 6, 1983, p. 352.

[18] Wanheim, T. și Abildgaard, T. *A Mechanism for Metallic Friction*, ICPE Conference, Tokyo, august, 1980.

Cercetări privind influența nitrurării ionice asupra durabilității unor tarozi și burghie din oțel rapid Rp3

Conf. univ. dr. ing. V. Deac, ing. D. Brîndașu
și ing. A. Muntean
Facultatea de mecanică — Sibiu

CZ : 621.785.53

O serie de cercetări experimentale anterioare [1] a evidențiat faptul că prin nitrurare ionică oțelurile rapide Rp 3 și Rp 5 STAS 7382-80 pot să atingă în stratul superficial durități la nivelul 1 200—1 300 *HV* 0,05 și respectiv 1 350—1 450 *HV* 0,05. Această constatare a determinat efectuarea în continuare a altor cercetări, vizînd creșterea durabilității unor scule pentru așchiere, fabricate din oțeluri rapide, prin aplicarea suplimentară a unui tratament de nitrurare ionică.

Lucrarea de față își propune să prezinte succint rezultatele unor cercetări privind influența nitrurării ionice asupra durabilității unor tarozi M 12×1,5 STAS 1112/8-75 și asupra unor burghie Φ 12 STAS 575-80 din oțel Rp 3.

Sculele care au făcut obiectul cercetărilor menționate au fost nitrurate, înainte de utilizare, în amoniac disociat, într-o instalație *S* 750×4 500 mm (Klöckner-Ionon GmbH) după următoarea tehnologie :

- degresare (tricloretilenă);
- așezare în dispozitivul de susținere și introducere în recipientul instalației de nitrurare;
- depasivare și încălzire treptată pînă la temperatura de nitrurare;
- nitrurare propriu-zisă timp de 30 minute la temperatura de 500°C;
- oprirea procesului de nitrurare și răcirea sculelor în recipient;
- scoaterea sculelor din recipientul instalației de nitrurare.

Se menționează că încărcătura metalică a cuprins în exclusivitate scule de aceleași tipodimensiuni, pentru a evita încălzirea la temperaturi diferite a sculelor introduse la nitrurare.

Probele metalografice prelevate din sculele astfel nitrurate au prezentat o variație a microdurității, în raport cu distanța de la suprafață, după cum se arată în figura 1.

Înainte de desfășurarea operației de nitrurare, asupra sculelor respective au fost efectuate verificări privind similitudinea geometriei de ascuțire și a durității materialului (atît sculele nitrurate cît și cele nenitrurate au fost prelevate dintr-un același lot de fabricație).

În cercetare s-au utilizat două criterii de bază pentru aprecierea durabilității sculelor luate în considerare : criteriul uzurii (U) și respectiv criteriul forțelor (momentelor) de așchiere (FMA).

Pentru efectuarea determinărilor aferente criteriului uzurii se impune, după cum este cunoscut, oprirea periodică a procesului de așchiere și măsurarea microscopică a uzurii. Deoarece opririle respective modifică temporar

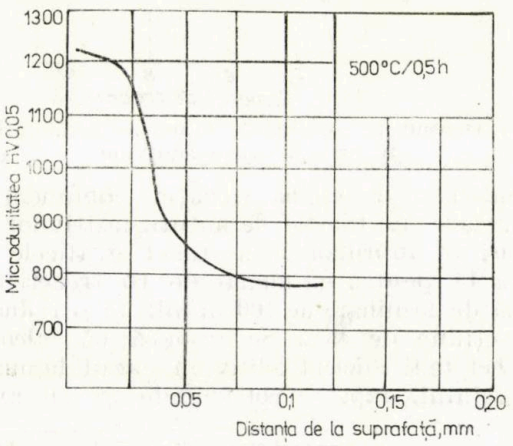
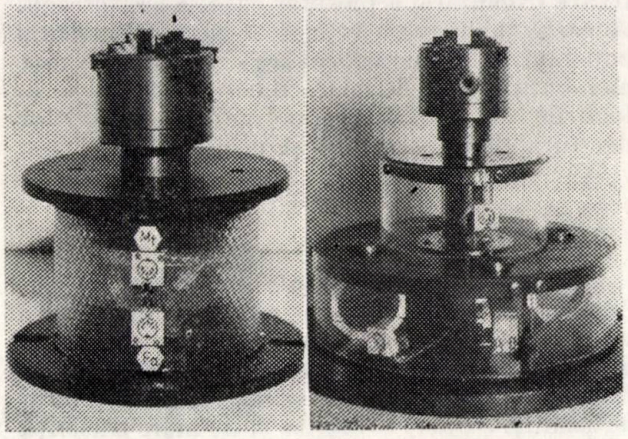


Fig. 1. Variația microdurității stratului nitrurat ionic în raport cu distanța de la suprafața probei

condițiile de așchiere, acest neajuns poate fi eliminat prin utilizarea unor metode de cercetare bazate pe stabilirea unei corelații între nivelul uzurii și valoarea forțelor, respectiv momentelor de așchiere corespunzătoare acestei uzuri. Metoda bazată pe criteriul forțelor sau momentelor de torsiune la așchiere definește ca durabilitate a sculei durata efectivă de lucru, pînă la atingerea unei anumite valori a forței sau momentului de torsiune la așchiere, corespunzătoare uzurii admisibile, valoare determinată anterior prin măsurări asociate de forțe (momente) și uzuri. Deoarece această metodă impune urmărirea continuă a mărimii forțelor (momentelor) de așchiere și oprirea procesului la depășirea valorii maxime prestabilite, s-a impus proiectarea și executarea unor dinamometre corespunzătoare și utilizarea unei instalații de urmărire-înregistrare a forțelor (momentelor) de așchiere.

Ca urmare a celor menționate, s-au proiectat, construit și utilizat dinamometre speciale — pe bază de elemente elastice pe care s-au fixat traductoare tensometrice rezistive TER — atît pentru operația de tarodare cît și pentru cea de găurire. Aceste dinamometre, în asociere cu un tensometru electronic EMG-NE 230 și un înregistrator în coordonate $X-Y$, au făcut

posibilă măsurarea și înregistrarea valorilor mărimilor urmărite, după etalonarea corespunzătoare a lanțului de măsurare. În figura 2 se prezintă dinamometrele utilizate pentru măsurarea forțelor și momentelor de așchiere la



a *b*

Fig. 2. Vedere generală a dinamometrelor utilizate în cercetarea durabilității tarozilor (*a*) și respectiv a burghielor (*b*)

tarodare și respectiv la găurire, iar în figura 3 se prezintă o vedere de ansamblu a instalației utilizate în determinările aferente proceselor de găurire.

Încercările la tarodare s-au efectuat pe o mașină de găurit G40, pe epruvete din oțel OLC 45 îmbunătățit la $R_m = 650$ MPa, găurite și alezate în prealabil, pentru a elimina influența

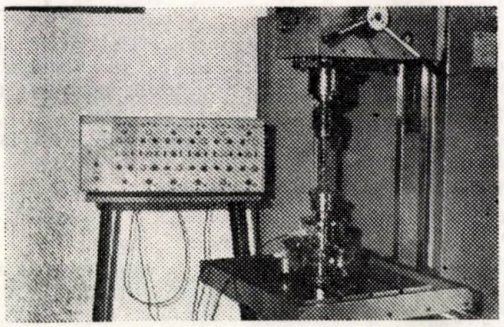


Fig. 3. Vedere de ansamblu a instalației utilizate la cercetarea durabilității burghielor

unor eventuale abateri dimensionale ale găurilor asupra valorilor forțelor și momentului de torsiune la prelucrare.

Variația în timp a momentului de torsiune (criteriul *FMA*) pentru un tarod nitrurat și, respectiv, un tarod nenitrurat este prezentată, ca exemplu, în figura 4 care relevă că tarodul nitrurat a prezentat o durabilitate de 230,2% comparativ cu cel nenitrurat. În general, durabilitatea tarozilor nitrurați s-a situat la niveluri de 178—239% comparativ cu durabilitatea tarozilor nenitrurați pentru aceleași condiții și, respectiv, parametri de așchiere, cu o medie de 224,6%, determinată pe loturi compuse din cîte 10 tarozi.

Cercetarea durabilității tarozilor pe baza criteriului U a confirmat atît influența deosebit de favorabilă a tratamentului de nitrurare ionică, cît și nivelul de durabilitate determinat de acest tratament, rezultatele fiind foarte

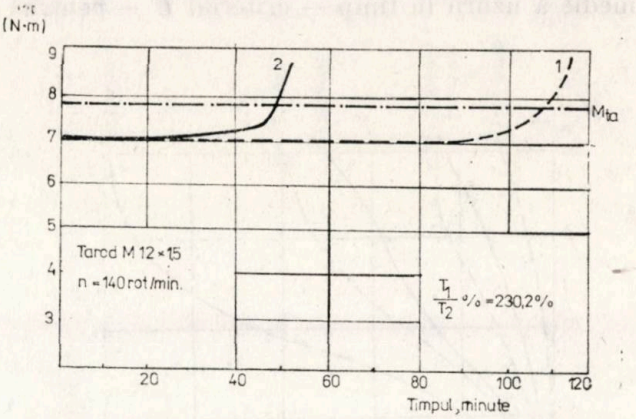


Fig. 4. Reprezentarea grafică a durabilității unui tarod nitrurat (*1*) și, respectiv, a unui tarod nenitrurat (*2*) pe baza determinării evoluției în timp a momentului de torsiune la tarodare M_t

apropiate de cele oferite de cercetările pe baza criteriului *FMA*. Astfel, media valorilor de durabilitate determinate pe baza criteriului U, pe loturi compuse din cîte 10 tarozi, s-a situat la nivelul 219,5% pentru tarozii nitrurați, comparativ cu cei nenitrurați. Figura 5 prezintă, ca exemplu, durabilitatea unor tarozi nitrurați comparativ cu cea a unor tarozi nenitrurați, determinată pe baza numărului de găuri filetate în raport cu uzura h_α, măsurată pe fața de așezare.

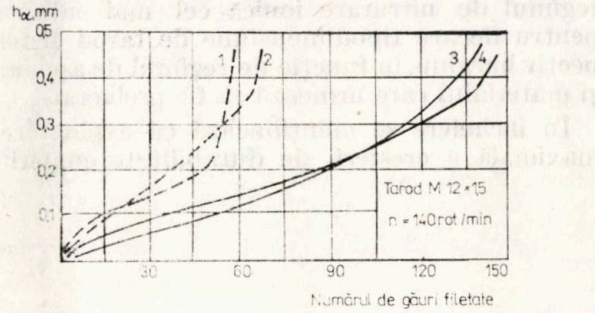


Fig. 5. Evoluția uzurii pe fața de așezare în funcție de numărul de găuri filetate cu tarozi nenitrurați (curbele *1* și *2*) și, respectiv, cu tarozi nitrurați (curbele *3* și *4*)

Cercetarea durabilității burghielor Φ 12 a luat în considerare găurirea străpunsă în tablă din oțel OLC 45 îmbunătățit ($R_m = 650$ MPa), cu o grosime de 45 mm și a urmat, în general, aceeași metodologie ca și în cazul tarozilor. Cercetarea a relevat — atît pe baza criteriului *FMA* cît și a celui U — că, pentru aceiași parametri ai procesului de așchiere, durabilitatea burghielor nitrurate ionic a crescut

la valori de 176—218%, comparativ cu durabilitatea burghielor nenitrurate, dar pe măsura creșterii vitezei de așchiere se reduce treptat atît durabilitatea burghielor nitrurate, cît și diferența de durabilitate între burghiele nitrurate și cele nenitrurate. Aceste constatări sînt ilustrate de figura 6 care prezintă evoluția medie a uzurii în timp — criteriul U — pentru

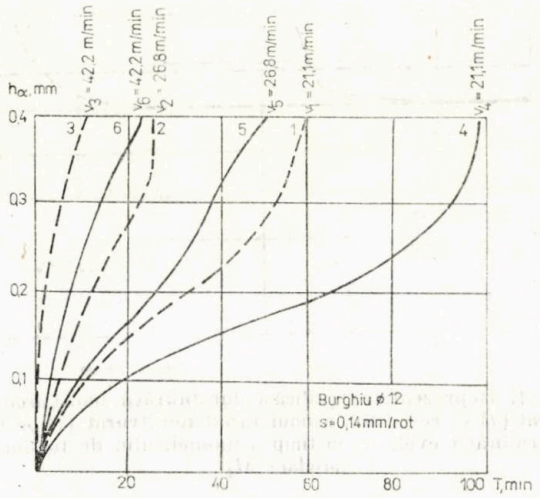


Fig. 6. Evoluția medie a uzurii în timp pentru burghie nenitrurate (curbele *1*, *2* și *3*) și, respectiv, nitrurate (curbele *4*, *5* și *6*) încercate la diferite viteze de așchiere

loturi de burghie nitrurate și respectiv nenitrurate, încercate la diferite viteze de așchiere (21,1 m/min; 26,8 m/min; 42,2 m/min).

Datorită vastității domeniului abordat, cercetările efectuate de autori nu și-au propus stabilirea unor tehnologii de nitrurare optime sau limitative, astfel că se apreciază ca necesară o continuare a cercetărilor pentru a determina regimul de nitrurare ionică cel mai adecvat pentru fiecare tipodimensiune de tarod și respectiv burghiu, în funcție de regimul de așchiere și materialul care urmează să fie prelucrat.

În încheiere se menționează că exploatarea maximală a creșterii de durabilitate conferite de nitrurarea ionică tarozilor și burghielor ce au făcut obiectul cercetărilor prezentate depinde în mare măsură, în condiții uzinale, de respectarea strictă a regimului optim de lucru și de utilizarea unor dispozitive adecvate de fixare (rigidizare) a pieselor care se prelucrează. Această subliniere a reieșit ca necesară în urma constatării că nerespectarea acestor cerințe elementare a împiedicat uneori obținerea — la locurile de muncă respective — a creșterilor de durabilitate scontate și posibile.

Concluzii

Cercetările experimentale cu privire la influența nitrurării ionice asupra durabilității unor tarozi $M\,12\times1{,}5$ și unor burghie Ø 12 din oțel Rp 3 au relevat că nitrurarea cu o durată de 30 minute la temperatura de 500°C determină creșteri evidente și de mare eficiență economică a durabilității acestora.

Deoarece atît regimul de nitrurare cît și condițiile de utilizare a sculelor pot să prezinte numeroase variante tehnologice, se impune ca cercetările în domeniu să vizeze în continuare atît optimizarea tratamentului de nitrurare ionică — din punct de vedere al caracteristicilor stratului nitrurat — cît și cea a regimului de așchiere aferent sculei nitrurate și materialului ce se prelucrează.

BIBLIOGRAFIE

[1] Deac, V.: Cercetări experimentale privind nitrurarea ionică a unor oțeluri aliate. În: Construcția de mașini, R.S.R., 33, nr. 10, 1981, pag. 474—476.

[2] Dumitraș, C. și Militaru, C.: Așchierea metalelor și fiabilitatea sculelor așchietoare, Ed. tehnică, București, 1983.

[3] Lăzărescu, I. D.: Teoria așchierii metalelor și proiectarea sculelor, Ed. didactică și pedagogică, București, 1964.

[4] Mocanu, D. R. ș.a.: Analiza experimentală a tensiunilor, Ed. Tehnică, București, 1977.

Conf. dr. ing. C. Pumnea
Academia de Studii Economice — București

Instalații moderne de tratamente termice și sinterizări în vid *(Lucrare de sinteză)*

CZ:621.785

Dezvoltarea impetuoasă a subramurilor de vîrf ale industriei constructoare de mașini (microelectronica, industria aeronautică și tehnica spațială, energetica nucleară, mecanica fină ș.a.) impune obținerea de materiale metalice cu structuri și caracteristici fizico-mecanice superioare, obiectiv în care tratamentele termice ale acestor materiale au un rol hotărîtor. În categoria instalațiilor moderne de tratament termic și de sinterizare, un loc important ocupă instalațiile care lucrează în vid și în atmosferă de gaz inert. Principalul avantaj al acestor instalații constă în evitarea contactului direct al aliajelor încălzite la temperaturi înalte cu oxigenul, azotul și hidrogenul, gaze prezente în cuptoarele de tratament care lucrează la presiunea atmosferică. În instalațiile de tratament în vid, conținutul de oxigen în incinta de lucru este diminuat pînă la 0,00026% (volum), iar conținutul de gaz rezidual la 0,0013%, la presiunea de 10^{-2} mbar. Folosirea vidului, datorită efectului de degazare, împiedică absorbția de gaze în straturile superficiale ale pieselor metalice supuse tratamentului termic.

Un alt avantaj important al instalațiilor care lucrează în vid este faptul că acestea au un bilanț energetic superior, întrucît pierderile de căldură prin convecție și radiație sînt minime. Instalațiile de sinterizare sub vid permit obținerea unor produse de înaltă puritate și compactitate, în special în cazul pulberilor pe bază de boruri, carburi, nitruri, metalelor refractare (Nb, Ta, W), magneților permanenți etc.

Instalațiile de tratament termic și sinterizări fiind de mare complexitate, cu grad înalt de automatizare și asistate de calculatoare electronice de proces, pe plan mondial există un număr relativ restrîns de firme producătoare de asemenea utilaje, dintre care se pot evidenția firmele: Degussa A.G. (R.F.G.), Balzers A.G. (Liechtenstein), Dornier Vacuum Métallurgie (Franța), IPSEN (Anglia), G.C.A. Corporation (S.U.A.) ș.a.

Clasificarea instalațiilor de tratament termic și sinterizare în vid. În stadiul actual, s-au realizat numeroase tipuri de instalații (cuptoare), diferențiate constructiv și funcțional, în care se poate efectua o gamă largă de tratamente termice ale aliajelor speciale (recoacere, călire, revenire), precum și operații de sinterizare, cu temperaturi de lucru cuprinse între cîteva sute de grade și 2 800°C, cu posibilități de încălzire rezistivă sau inductivă.

Aceste instalații sînt echipate, în totalitatea lor, cu o incintă de încălzire, care lucrează în vid sau în atmosferă de gaz inert, de construcție verticală sau orizontală. Instalațiile sînt deservite de sisteme de pompare (pompe rotative de vid preliminar, pompe Roots, pompe de difuzie) ce pot asigura un vid înalt în camera de lucru (10^{-5}—10^{-6} mbar), aparatură de măsură, reglare și control al parametrilor electrici și tehnologici (temperatură, presiune), precum și microprocesoare pentru comanda automată a ciclului de tratament.

În funcție de modul de încălzire a camerei de lucru, instalațiile de tratament sub vid pot fi concepute cu perete cald, încălzite rezistiv, folosite la temperaturi mai joase pentru tratamentul aliajelor neferoase și cu perete rece, cu sisteme interioare de încălzire rezistivă sau inductivă, pentru tratamentul la temperaturi înalte al oțelurilor speciale și superaliajelor pe bază de nichel, cobalt și crom.

În figura 1 se prezintă clasificarea cuptoarelor de tratament și sinterizare în vid, realizate de firma Degussa (R.F.G.). Cuptoarele încălzite rezistiv folosesc rezistențe electrice din molibden (Mo), tantal (Ta) sau grafit (G).

În funcție de capacitate, instalațiile pot fi de laborator și industriale.

Instalații de laborator. În prezent, s-au realizat instalații de laborator polifuncționale cu sisteme de încălzire rezistivă și inductivă, folosite atît pentru tratamente termice și sinterizări cît și pentru operații de topire și sudare. Din seria acestor instalații se poate exemplifica cuptorul ISG 02, fabricație Balzers (fig. 2), care are un creuzet de topire cu o capacitate de 1,2 kg oțel (dreapta-sus) și un susceptor pentru tratament termic cu un volum util de 160 cm^3. Sistemul de încălzire rezistivă este confecționat din wolfram, tantal sau molibden, putînd să asigure temperaturi pînă la 2 400°C. Cînd instalația este folosită pentru tratament termic, creuzetul de topire este înlocuit cu sistemul de încălzire rezistivă (dreapta-jos). Instalația poate lucra și în atmosferă de gaz inert.

În figura 3 se prezintă vederea generală a instalației de laborator pentru tratamente termice și topire inductivă, realizată de G.C.A. Corporation (S.U.A.), al cărui ciclu de lucru este complet automatizat și condus de un programator tip Honeywell.

Instalația are o construcție monobloc, fiind alcătuită dintr-o cameră orizontală de lucru cu posibilități de vidare la 10^{-5} mbar și de alimentare cu gaz inert (argon, heliu), în care se poate instala sistemul de topire alcătuit dintr-o unitate de topire inductivă (creuzet-inductor)

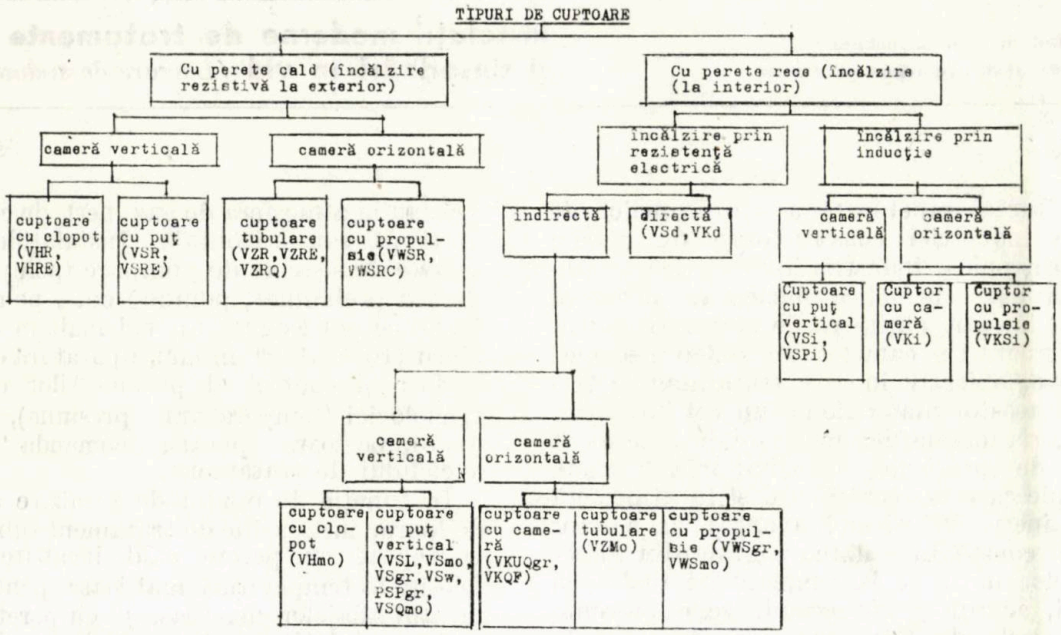


Fig. 1. Clasificarea tipurilor de instalații de tratament termic și sinterizare în vid, de fabricație Degussa AG (R.F.G.) [11]

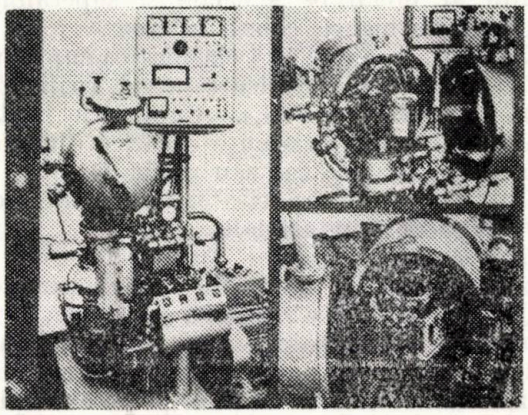


Fig. 2. Vedere generală a instalației de laborator VSG 02 de fabricație Balzers AG [4]

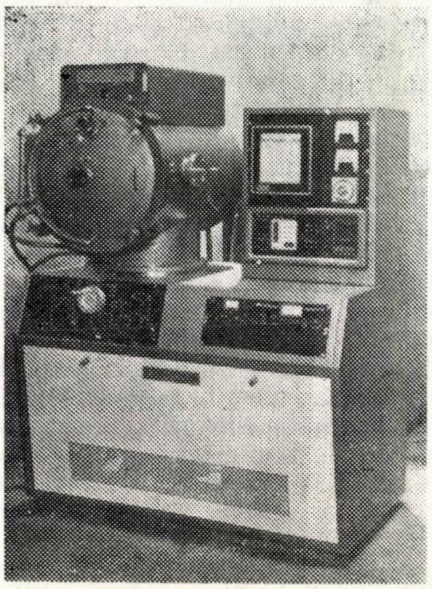


Fig. 3. Vedere generală a instalației de laborator seria 2110, G.C.A. Corporation [7]

cu o capacitate de 2,3 kg oțel (5 lb) sau un dispozitiv de încălzire rezistivă cu bare de wolfram, molibden, tantal sau plăci de grafit, care poate asigura o temperatură maximă de lucru de 2 100°C, acoperind o gamă largă de tratamente termice și procese de sinterizare. Instalația dispune și de echipamente adiționale pentru călire în mediu de gaz inert și topire cu arc în vid (RAV) pentru obținerea de probe metalice.

În figura 4 se prezintă instalația, dotată cu sistemul de încălzire rezistivă (stînga-sus) și cu echipamentul de vidare (jos), alcătuit din pompă de vid preliminar și pompă de difuzie cu ulei.

Instalația este asistată de un programator cu control digital Honeywell DCP-7700, care poate stoca pînă la nouă programe diferite cu pînă la 200 funcții, fiind capabil să conducă automat întregul ciclu de tratament, compus din încălziri și răciri succesive la diverse temperaturi, cu viteze de încălzire și răcire programate. Instalația este dotată cu aparatură de măsură, reglare și control al parametrilor electrici, al temperaturii și presiunii din camera de lucru. Măsurarea temperaturii se efectuează cu pirometre termoelectrice, alcătuite din termocupluri amplasate în diferite puncte ale camerei de lucru și un milivoltmetru înregistrator. În funcție de temperaturile de lucru, se pot folosi termoelementele indicate în tabelul 1. Pentru măsurarea temperaturilor înalte (1 800 —

Tabelul 1

Termoelemente utilizate pentru măsurarea temperaturii în incinta de lucru

Termoelementul	Temperatura limită, °C		Atmosfera în care poate fi utilizat
	continuu	intermitent	
Fe-constantan	900		neutră, reducătoare, vid
cromel-alumel	900	1 200	neutră, oxidantă, vid
Pt—Pt+10 % Rh	1 600	1 650	oxidantă, neutră, vid
Pt+20 % Rh — Pt+5 % Rh	1 700	1 770	idem
Pt + 30 % Rh — Pt + 6 % Rh	1 700	1 770	idem
Pt + 40 % Rh — Pt + 20 % Rh	1 800	1 850	idem
Ir — Ir + 10 % Ru	2 000	2 100	aer, vid, neutră
W — W + 25 % Mo	2 000	2 500	vid, neutră (exclusiv He)
W — Ta	2 000		vid
Mo — Ta	2 000		vid
Ir — W	2 100		He, vid

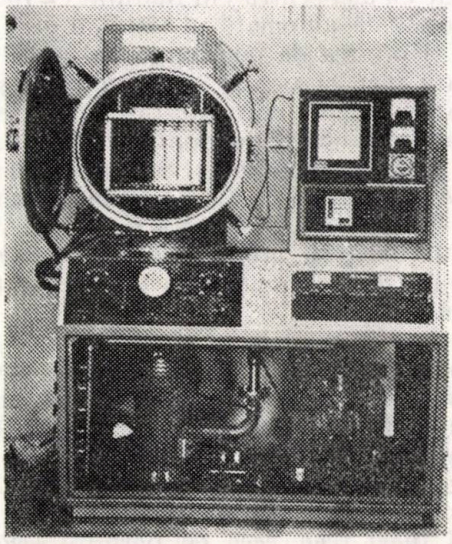


Fig. 4. Sistemele de încălzire rezistivă (stînga-sus) și de vidare (jos) ale instalației G.C.A. Corporation, seria 2110 [7]

— 2 400°C) se folosesc și pirometrele de radiație totală (tip RAPIR, Radiamatic, Pyruni ș.a.).

Firma Degussa AG a realizat, de asemenea, un cuptor de laborator cu vid molecular pentru temperaturi înalte, tip VSL (fig. 5) de construcție monobloc, sub forma unui pupitru în care sînt incluse pompele de vid și aparatura de măsură și control, fiind destinat în principal operațiilor de tratament termic și sinterizări, în toate gamele de vid și de temperatură realizate pînă în prezent în producția industrială. Cuptorul dispune de o incintă de lucru cu posibilitate de vidare sub 10^{-5} mbar și de încălzire

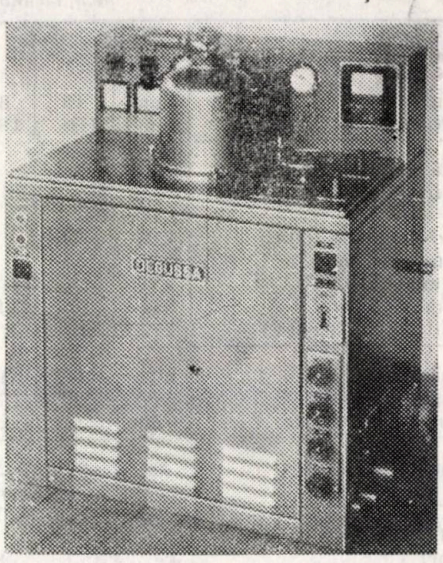


Fig. 5. Cuptor de laborator, tip VSL, Degussa AG [11]

rezistivă pînă la 2 800°C. Totodată, cuptorul poate fi adaptat și pentru topirea inductivă a probelor metalice, echipat cu un creuzet cu diametrul de 40 mm, înălțimea de 60 mm, volum util de maximum 25 cm^3 și temperatura maximă de încălzire de 1 700°C. Partea electrică a instalației se compune dintr-un transformator de reglaj de înaltă intensitate, care permite micșorarea tensiunii rețelei pînă la tensiunea necesară a cuptorului și reglajul continuu conform condițiilor de lucru. Sistemul de vidare al cuptorului se compune dintr-un grup de pompe cu vid molecular de tipul OP 01 a, alcătuit din pompă de difuzie cu ulei, cu un debit de 1 700 l/s la 10^{-4} mbar și o pompă cu balast, de aer, cu două trepte, de 6 m^3/h. Cuptorul poate funcționa și în mediu de gaz inert. Rezistorii folosiți în instalație sînt ecrane de radiație, confecționate din sîrmă de W, Ta, Mo sau tuburi de grafit. În tabelul 2 sînt prezentate caracteristicile tehnice ale cuptorului VSL.

Instalații industriale. În stadiul actual, s-a realizat o gamă variată de instalații industriale, în funcție de concepția constructivă și de destinație, fiind echipate cu camere orizontale sau verticale și sisteme de încălzire rezistivă sau inductivă. În figura 6 se prezintă vederea generală a instalației de tratament termic și sinterizare tip MOV, cu încălzire rezistivă, realizată de firma Balzers AG. Componentele principale ale instalației sînt: camera de încălzire verticală *1*, acoperită de capacul *2*, sistemul de pompare alcătuit din pompa rota-

Tabelul 2

Caracteristicile tehnice ale instalației de laborator tip VSL, Degussa AG [11]

Caracteristica	U.M.	Tipul 4,5/15	Tipul 6,5/18	Tipul 10/18
Volumul util al incintei de lucru				
— diametrul	mm	45	65	100
— înălțimea	mm	150	180	180
Puterea nominală cu elemente rezistive de încălzire din :				
a) Cr—Ni (max. 1 100°C)	kW	2,5	4	6
b) Mo (max. 1 700°C)	kW	4	6	10
c) Ta (max. 2 500°C)	kW	11	18	28
d) W (max. 2 800°C)	kW	18	30	45
e) Grafit (max. 2 200°C)	kW	10	15	20
Vid final	mbar	$<10^{-5}$	$<10^{-5}$	$<10^{-5}$
Consum apă de răcire	l/min	max. 35		
Dimensiuni de gabarit	m	2,5×0,8×1,5 (înălțime)		
Greutate (cuptor și transformator)	kg	850		
Dispozitive adiționale		— Dispozitiv de sinterizare cu 2 bare (10×10×144 mm) — Dispozitiv de topire și turnare, creuzet (Ø 40 mm ; h=60 mm) ; volum util al creuzetului : max 25 cm^3 ; temperatura maximă : 1700°C		

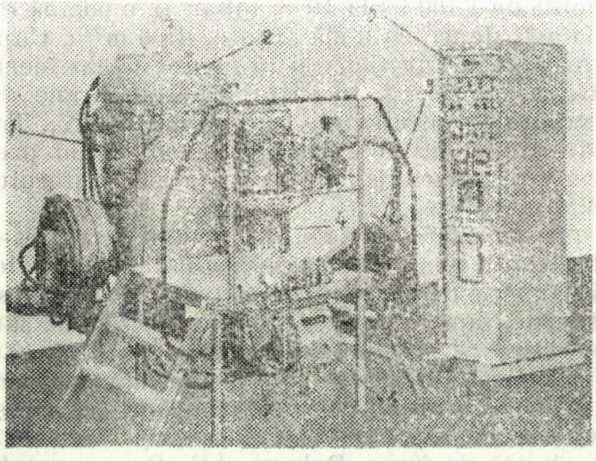


Fig. 6. Instalație de tratament în vid, tip MOV, fabricație Balzers AG [4] : *1 — cameră de lucru verticală ; 2 — capac ; 3 — pompă rotativă de vid preliminar ; 4 — pompă de difuzie cu ulei ; 5 — dulap de comandă ; 6 — baterie de recirculare a apei de răcire ; 7 — platformă de lucru*

tivă *3* și pompa de difuzie cu ulei *4*, dulapul de comandă *5*, prevăzut cu aparatura de măsură și control, bateria de răcire *6* și diverse accesorii. Camera de lucru este confecționată din oțel anticorosiv și este prevăzută cu pereți dubli pentru răcire cu apă și încălzire. Capacul 2 poate fi ridicat și coborît manual și pneumatic, fiind prevăzut cu un vizor din geam de cuarț, protejat cu plăci din sticlă termorezistentă, care pot fi aduse în fața vizorului fără întreruperea vidului. Cu ajutorul vizorului se asigură observarea procesului în interiorul camerei de lucru și vizarea cu pirometrul de radiație totală, în vederea măsurării temperaturii în zona de lucru. Temperatura se poate măsura și cu ajutorul unor termocupluri fixe sau retractabile introduse prin pereții camerei de lucru.

Unitatea de încălzire rezistivă este alcătuită dintr-o rezistență electrică de W, Ta sau Mo, de forma unui coș de sîrmă, introdusă într-un ecran cilindric de radiație confecționat din material refractar (fibre ceramice), care izolează termic rezistența electrică la exterior, pentru a micșora pierderile de căldură prin mantaua metalică a camerei de lucru. Pentru temperaturi de încălzire pînă la 1 700°C, izolația este confecționată din alumină. Piesele de tratat se introduc în spațiul interior al rezistenței pe suporți din material refractar. Unitatea de pompare se compune din pompă rotativă pentru vid preliminar și pompă de difuzie cu ulei pentru vid înaintat ($\sim 10^{-5}$mbar), cu comandă automată și sisteme de interblocare. Unitatea de pompare este astfel dimensionată încît să asigure o vidare rapidă și o funcționare eficientă a instalației. În unele cazuri, unitatea standard de pompare este suplimentată și cu o pompă Roots. Sistemul de măsurare a presiunii acoperă un domeniu cuprins între 760 și 10^{-6} torr, constînd dintr-un vacuummetru de vid grosier, două vacuummetre Pirani și un vacuummetru ionic cu catod rece (Penning).

Instalația poate lucra și în mediu de gaz protector (Ar, He) ,avînd un sistem de alimentare și măsurare a presiunii gazului în camera de lucru. Totodată, instalația este adaptată pentru călire în mediu de gaz inert, în care scop după atingerea temperaturii maxime de încălzire în recipientul vidat se introduce cu mare viteză gazul inert rece, ceea ce permite scăderea în cîteva zeci de secunde a temperaturii de la 1 200°C la temperatura mediului ambiant. Gazul cald, înainte de stocare în stocator, este recirculat cu ajutorul unui ventilator într-un schimbător de căldură pentru răcire. O asemenea tehnică elimină necesitatea călirii în mediu lichid.

În tabelul 3 sînt prezentate caracteristicile tehnice ale instalațiilor de tratament termic și sinterizări în vid, cu încălzire rezistivă, tip MOV, realizate de firma Balzers AG.

Tabelul 3

Caracteristicile tehnice ale instalațiilor de tratament termic și sinterizări în vid, tip MOV, Balzers AG [4]

Caracteristica	U.M.	MOV 025		MOV 3						MOV 10			MOV 20		MOV 50		MOV 80		MOV 150	MOV 250
Temperatura de lucru	°C	2400	1700	2200		2400		1500	1700	1400	1700	2200	1400	1700	1400	1700	1400	1700	1400	1400
Dimensiunile camerei de lucru	mm	Ø50 × ×120	Ø60 × ×120	Ø130 × ×250	Ø110 × ×150	Ø120 × ×250	Ø100 × ×150	Ø120 × 250		Ø150 × 250		Ø130 × ×500	Ø230 × 500		Ø380 × ×500	Ø300 × ×500	Ø380 × ×750	Ø300 × ×750	Ø600 × ×550	Ø600 × ×900
Volumul camerei de lucru	litri	0,24	0,34	3,5	1,5	3	1,2	3		10		6,65	21		56,7	35,3	85	53	155	254
Materialul rezistenței de încălzire		Ta. W	Mo	Ta		W		Mo		Mo		Ta	Mo		Mo		Mo		Mo	Mo
Gradient de temperatură	C°							±10		±10			±10		±10		±10		±10	±10
Presiunea finală în camera de lucru, goală, curată și rece	mbar	$<6,7.10^{-6}$																		
Viteza de scurgere	$\frac{mbar.l}{s}$	$<6,7.10^{-4}$																		
Unitatea de pompare a) Pompă rotativă DUO debit la 1 mbar	m^3/h	35		90		90		90		90		160	160		160		160		160	160
b) Pompă de difuzie DIFF, debit la 1×10^{-4} mbar																				
— fără baffle	l/s	950		5000		1800		1800		1800		5000	5000		5000		5000		11000	11000
— cu baffle	l/s	450		2700		900		900		900		2700	2700		2700		2700		5800	5800
Puterea cuptorului	kVA	30	15	80	55	100	80	22	35	40	65	100	50	90	90	130	110	170	140	180
Puterea unității de pompare	kVA	3,5		9,5		7		7		7		10	10		10		10		25	25
Consum de apă de răcire	l/s	17	12	47,5	42,5	47,5	32,5	14,5	20,5	22,5	32,5	62,5	32,5	47,5	62,5	102,5	72,5	112,5	65	85
Presiunea apei de răcire	atm	2–4																		
Aer comprimat	atm	5–8																		
Greutate/cuptor + unitate de pompare	kg	410		835		810		810		910		1130	1280		1980		2080		2800	2950
Dimensiuni (cuptor + unitate de pompare) (înălțime × lungime × lățime	mm	1700 × 1700 1150		1800 × 2500 × 1200		1800 × 2300 × 1200				1800 × 2600 × 1200			2300 × 3000 × 2600		2310 × 3100 × 2300		2600 × 3100 × 2300		2500 × 3700 × 3600	2900 × 3700 × 3600
Grup transformator	kVA	25	12	70	50	90	70	20	30	35	60	90	45	80	80	120	100	150	130	160

O extindere largă au căpătat și instalațiile industriale cu încălzire inductivă, a căror configurație generală este asemănătoare cu aceea a instalațiilor cu încălzire rezistivă, cu deosebirea esențială că primele sînt alcătuite dintr-un inductor de cupru răcit în interior cu apă, în care se introduce un susceptor de grafit izolat termic la exterior, pentru reducerea transferului de căldură spre mantaua cuptorului, aceasta din urmă fiind confecționată din oțel anticorosiv și nemagnetic, cu pereți dubli de răcire cu apă (fig. 7). Cu ajutorul sistemului de încălzire inductiv se pot obține și menține temperaturi în spațiul de lucru al instalației de pînă la 3 000°C.

Temperaturile în zona de lucru pot fi măsurate și în cazul acestor instalații cu pirometre de radiație totală și cu pirometre termoelectrice.

Instalațiile cu încălzire inductivă sînt prevăzute, de asemenea, cu sistemul de răcire rapidă a pieselor tratate, prin reciclarea forțată a gazului inert (Ar, He) în incinta de lucru, cu ajutorul unui ventilator amplasat în afara camerei de lucru, tehnică aplicată frecvent la procesele de călire a unor piese executate din oțeluri și aliaje speciale, susceptibile de oxidare,

Tabelul 4

Caracteristicile tehnice ale instalațiilor de tratament termic și sinterizări în vid, tip IOV, Balzers AG [5]

Tipul	Caracteristica	IOV 16	IOV 50	IOV 100
Susceptor de grafit	*a*) Temperatura de lucru : 1600°C			
	— spațiu de lucru l, mm	26	70	125
	— dimensiuni, Ø × h, mm	Ø 270 × 455	Ø 400 × 550	Ø 470 × 720
	— gradient de temperatură, °C :			
	• model standard	±10	±10	±10
	• model special	± 5	± 5	±5
	b) Temperatura de lucru : 2200°C			
	— spațiu de lucru l, mm	26	70	125
	— dimensiuni, Ø × h, mm	Ø 270 × 455	Ø 400 × 550	Ø 470 × 720
Inductor	diametru × înălțime (la interior), mm	Ø 370 × 720	Ø 500 × 900	Ø 600 × 1 100
	Presiune finală în camera rece și curată, mbar :			
	a) cu unitatea de vid înalt	$<6{,}67 \times 10^{-6}$	$<6{,}67 \times 10^{-6}$	$<1{,}33 \times 10^{-6}$
	b) cu unitatea de vid mediu	$<2{,}67 \times 10^{-3}$	$<2{,}67 \times 10^{-3}$	$<2{,}67 \times 10^{-3}$
	Pompă de vid mediu DUO, debit la 1 mbar, m^3/h	170 160	170 160	170 160
	Pompă Roots DUO, debit la 10^{-1} mbar, m^3/h	2 200 1 750	2 200 1 750	2 200 1 750
	Pompă de difuzie DIFF, debit la 1×10^{-4} mbar, l/s :			
	— fără baffle	5 000	5 000	14 000
	— cu baffle	5 000 2 700	5 000 2 700	13 000 6 200
	Alimentare electrică	3 × 380V × 0,50 Hz		
	Debitul apei de răcire, max., l/s :			
	— temperatura de lucru 1 600°C	25	30	37
	— temperatura de lucru 2 200°C	30	40	52
	Presiunea apei de răcire, atm	2—4	2—4	2—4
	Aer comprimat, atm	5—8	5—8	5—8
	Greutatea, cu unitatea de pompare DIFF/RUO/DUO, cca, kg	1 900	2 200	3 500
	Dimensiuni de gabarit, cu unitatea de pompare DIFF/RUO/DUO, mm :			
	— înălțimea	1 850	5 000	2 800
	— lungimea	3 400	3 550	4 000
	— lățimea	2 000	2 200	2 500
	Unitatea de frecvență medie :			
	— puterea, kW	25—45	35—65	45—100
	— frecvența, kHz	4	4	4
	— tensiunea, V	250	250	250

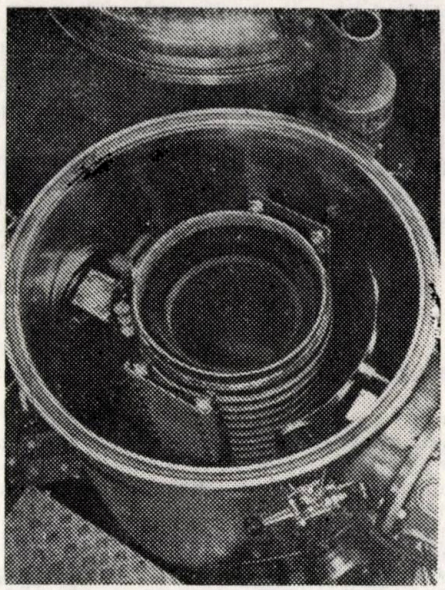


Fig. 7. Camera de lucru deschisă a instalației de tratamente termice și sinterizări tip IOV (inductorul și susceptorul de grafit) [5]

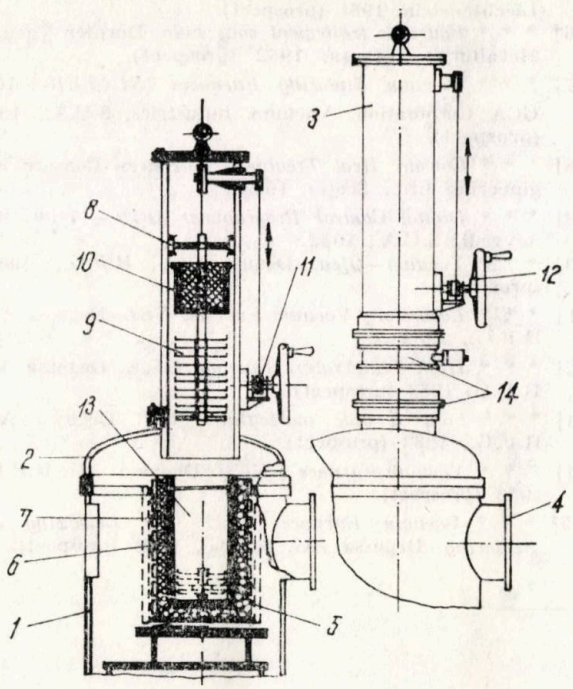


Fig. 8. Schema de lucru a turnului de răcire, adaptat la instalația de tratament termic și sinterizări, tip IOV [5]: *1 — camera de lucru; 2 — capac rabatabil; 3 — turn de răcire; 4 — racord la sistemul de pompare; 5 — inductor; 6 — izolație termică; 7 — susceptor de grafit; 8 — dispozitiv de ghidare a suportului de șarjă; 9 — suport pentru șarjă; 10 — izolație termică; 11 — troliu; 12 — roată de mînă; 13 — spațiu de lucru; 14 — ecluze cu supape electropneumatice*

în cazul tratamentului în aer. Pentru creșterea eficienței răcirii în mediu gazos, instalația poate fi prevăzută cu un număr de turnuri de răcire (fig. 8), interschimbabile, cu folosire alternativă, în care se încarcă pe un suport piesele de tratat.

Cu ajutorul unui troliu cu acționare manuală sau mecanică, șarja este coborîtă în spațiul de lucru al instalației, unde este supusă încălzirii la temperatura prescrisă, după care este readusă în turnul de răcire, pentru răcirea forțată prin recirculare de gaz inert. Întregul ciclu de tratament termic este automatizat prin folosirea unui programator tip Honeywell DCP-7700, presiunea și temperatura de lucru fiind înregistrate cu ajutorul unor aparate înregistratoare montate pe panoul de comandă al instalației. Controlul și reglarea temperaturii susceptorului de grafit se realizează cu un termocuplu care se trece prin spațiul liber dintre două spire alăturate ale inductorului, punctul de sudură al acestuia fiind implantat în peretele susceptorului. Durabilitatea unui astfel de termocuplu este de circa 1000 h de funcționare.

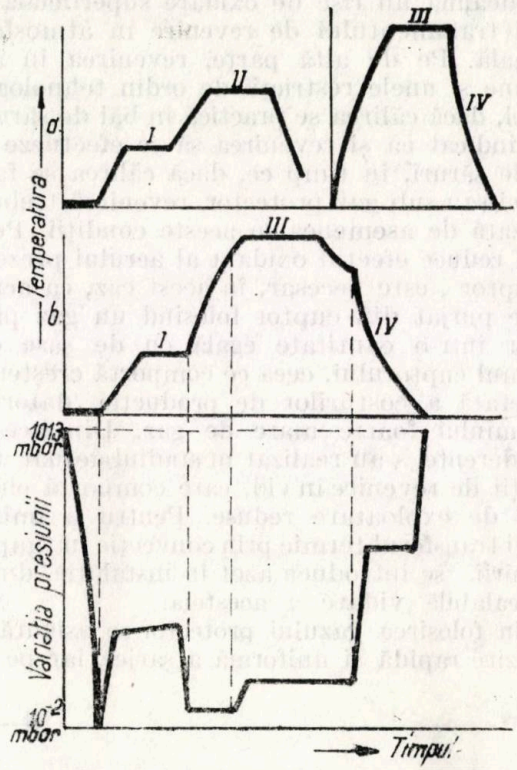


Fig. 9. Diagrama unui ciclu de sinterizare a aliajelor dure: *I — decerare; II — presinterizare; III — sinterizare; IV — — răcire dirijată* [15]

Instalația poate fi prevăzută cu un echipament adițional pentru decerare, presinterizare și sinterizare într-un singur ciclu continuu, tehnică care scurtează substanțial ciclul de sinterizare. Diagrama unui ciclu complet de sinterizare este prezentată în figura 9.

În tabelul 4 se prezintă caracteristicile tehnice ale instalațiilor cu încălzire inductivă, tip IOV, produse de firma Balzers AG.

Instalații de tratament termic și sinterizări în vid cu performanțe tehnice superioare și de mare randament sînt produse și de firmele

Degussa AG (R.F.G.) și Dornier Vacuum Métallurgie (Franța).

În mod frecvent, în asemenea instalații se efectuează următoarele tipuri de operații : tratamentul termic al oțelurilor de scule, inclusiv al oțelurilor rapide, cuprinzînd ciclul complet de austenitizare, călire în gaz inert și revenire ; recoaceri de detensionare ; revenire în mediu de gaz protector cu recirculare de gaz fierbinte (instalație specială încorporată) ; brazarea de piese destinate industriei aeronautice, tehnicii nucleare, electronicii, precum și mecanicii fine ; sinterizarea aliajelor Cr—Ni, oțelurilor rapide și materialelor magnetice etc.

Printre tratamentele termice aplicate, un loc important îl ocupă și revenirea în vid și în atmosferă de gaz inert. Este de menționat că, pentru materialele metalice, care necesită temperaturi înalte de revenire (600—700°C) există întotdeauna un risc de oxidare superficială în cazul tratamentului de revenire în atmosferă normală. Pe de altă parte, revenirea în aer impune și unele restricții de ordin tehnologic. Astfel, dacă călirea se practică în băi de săruri, este indicat ca și revenirea să se efectueze în băi de săruri, în timp ce, dacă călirea se face în ulei sau sub gaz protector, revenirea trebuie realizată de asemenea în aceste condiții. Pentru a reduce efectul oxidant al aerului prezent în cuptor , este necesar, în acest caz, ca aerul să fie purjat din cuptor folosind un gaz protector într-o cantitate egală cu de șase ori volumul cuptorului, ceea ce comportă creșterea exagerată a costurilor de producție, datorită consumului foarte mare de gaz. Din aceste considerente, s-au realizat în stadiul actual instalații de revenire în vid, care comportă cheltuieli de exploatare reduse. Pentru a îmbunătăți transferul termic prin convecție în timpul revenirii, se introduce azot în instalație, după o prealabilă vidare a acesteia.

Prin folosirea gazului protector se asigură o încălzire rapidă și uniformă a șarjei, iar pe de altă parte și răcirea se scurtează datorită recirculării forțate a gazului în instalație. Instalațiile care funcționează cu gaz protector trebuie deservite de schimbătoare de căldură, răcite cu apă.

Astfel de instalații au fost realizate la Degussa AG SERIA VKU, cu temperatură maximă de lucru de 1 350°C, vidul final de 10^{-2} mbar, gradient de temperatură ± 5°C și cu puteri nominale de 25—350 kW, pentru șarje de 40—2 500 kg.

BIBLIOGRAFIE

[1] Tripșa, I. și Pumnea, C. *Retopirea și rafinarea oțelurilor*. București, Editura Tehnică, 1984.

[2] Vezeanu, P. și Pătrașcu, St. *Măsurarea temperaturii în tehnică*. București, Editura Tehnică, 1968.

[3] * * * *Kochvakuum — Metalurgie*, Balzers AG, Liechtenstein, 1981 (prospect).

[4] * * * *High Vacuum Furnaces for Sintering and Heat Treatement, Type MOV Resistance Heated*, Balzers AG, Lichtenstein, 1981 (prospect).

[5] * * * *High Vacuum Furnaces for Sintering and Heat Treatment, Type IOV Induction Heated*, Balzers AG, Liechtenstein, 1981 (prospect).

[6] * * * *Fours de traitement sous vide*. Dornier Vacuum Métallurgie, Franța, 1982 (prospect).

[7] * * * *Vacuum Sintering Furnaces (SINTER-VAC)*· GCA Corporation, Vacuum Industries, S.U.A., 1982 (prospect).

[8] * * * *Consarc Heat Treatment Furnaces*. Consarc Engineering Ltd., Scoția, 1983.

[9] * * * *Digital Control Programmer DCP — 7700*. Honeywell, S.U.A., 1982.

[10] * * * *Vacuum—Öfen*. Degussa AG, R.F.G., 1982, (prospect).

[11] * * * *Laboratory Vacuum Furnace VSL*. Degussa AG, R.F.G., 1982.

[12] * * * *High Temperature Furnace GSmo*. Degussa AG, R.F.G. 1983 (prospect).

[13] * * * *Four à vide moléculaire VSi*. Degussa AG, R.F.G., 1983 (prospect).

[14] * * * *Vacuum Furnace VKUQ*. Degussa AG, R.F.G., 1983 (prospect).

[15] * * * *Vacuum Furnace VKU for Dewaxing and Sintering*. Degussa AG, R.F.G., 1983 (prospect).

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia nr. 1, 1986

Tehnologie de măsurare în procesul de revenire, p. 3 — Furnal conceput să reziste la seisme. Observaţii seismice şi analiza vibraţiilor la furnalul nr. 4 de la uzina Kimitsu, p. 23 — Influenţa intensităţii de agitare a băii şi a debitului de oxigen insuflat prin partea de sus asupra decarburării fontei lichide cu conţinut ridicat de crom, p. 33 — Îmbunătăţirea bilanţului termic în cadrul procesului combinat de insuflare, p. 40 — Un nou sistem de încercare la oboseală cu heliu lichid, p. 48 — Influenţa fluxului electrolitic asupra electrodepunerii aliajului de zinc şi fier, p. 53 — Punerea la punct a calibrului grosimii peretelui ţevilor fără sudură cu ajutorul unui traductor acustic, p. 61 — Influenţa compactităţii limitelor grăunţilor asupra rezistenţelor la oboseală, la fluaj şi la fluaj ciclic ale superaliajului pe bază de nichel în aer şi în medii corosive calde, p. 69 — Analiza cantitativă a segregaţiei pe baza analizei spectrale, p. 78 — Un nou procedeu de formare a sîrmei filetate pentru arcurile spirale, p. 87 — Termometrie cu radiaţii efectuată cu ajutorul reflexiei multiple, p. 88 — O nouă metodă de încercare electromagnetică, utilizînd un cîmp magnetic compus, p.89.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 2, 1986

Ştiinţa şi tehnologia materialelor — Istoric şi perspective, p. 93 — Reducerea minereului de fier mărunt cu cărbune mărunt prin proiectarea statistică a experimentelor, p. 101 — Geometria zonei de combustie, p. 107 — Coeficientul distribuţiei de echilibru al fosforului în aliajele de fier, p. 114 — Defosforarea fontei lichide cu zgură Na_2O-SiO_2, p. 121 — Solubilitatea azotului în aliaje de crom lichid şi aliaje crom-fier, p. 128 — Studierea pe model rece a procesului de degazare R.H., p. 133 — Studiu model privind oala oscilantă, p. 139 — Influenţa aluminiului şi azotului asupra ductilităţii oţelurilor în intervalul de temperatură indus de prelucrarea la rece, p. 145 — Influenţa elementelor de aliere şi a condiţiilor de prelucrare asupra rezistenţei tablei din Ti—6 % Al —4 %V îmbătrînit şi tratat în soluţie, p. 148 — Factori care influenţează creşterea fisurării la oboseală aproape de valoarea limită în cazul unui oţel de construcţii, p. 156 — Influenţa precipitării defectelor de dispoziţie asupra deformării la cald a oţelului inoxidabil austenitic, p. 159 — Metodă de îndepărtare uscată a zincului din praful uscat de furnal, p. 167 — Cilindri cu conţinut mare de crom turnaţi centrifugal, p. 168 — Dispozitiv pentru măsurarea în flux a grosimii stratului, p. 169 — Dispozitiv pentru sudare cu laser pentru procesele de producere a tablei din oţel, p. 170.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 3, 1986

Tablă din oţel tratată la suprafaţă, p. 175 — Formarea porilor în aglomeratul de minereu de fier, p. 182 — Reducerea peletelor din oxid feric cu metan, p. 186 — Analiza statistică termodinamică a solubilităţii fosforului în fonta lichidă, p. 194 — Realizarea unui procedeu electrolitic cu eficienţă înaltă, p. 198 — Reduceri optime ale lăţimii la laminoarele de benzi la cald, p. 206 — Tratarea curbelor la fluaj şi a rezistenţei la rupere în vederea prognozării pe termen lung a proprietăţilor la fluaj cu referinţă specială la oţelul 12Cr(H46), p. 212 — Ecruisarea şi alungirea uniformă a oţelului maraging de marca 1700 MPa, p. 219 — Influenţa elementelor de aliere asupra ecruisării oţelului inoxidabil feritic, p. 228 — Realizarea unei tomografii electronice industriale cu raze X şi aplicarea acesteia la materialele refractare, p. 236 — Rezumatul simpozionului ţinut cu ocazia celei de-a 109-a sesiuni a Institutului siderurgic japonez (ISIJ), p. 244 — Maşină pentru deschiderea orificiului de golire de la furnal folosind lancea cu oxigen, p. 254 — Tablă groasă din oţel de calitate superioară din lingouri solidificate unidirecţional, p. 255 — O nouă metodă de control al tensiunii pentru laminoarele de benzi la cald, p. 256.

Giesserei, R.F.G. nr. 8, 1986

Probleme juridice fundamentale ale noului regulament de antipoluare, p. 213 — Envitec '86 — impresii de la cel de-al 5-lea tîrg internaţional de specialitate „Tehnologia pentru protecţia mediului înconjurător", p 216 — Stadiul tehnicii de diminuare a emisiilor în turnătoriile de fontă, oţel şi fontă maleabilă, p. 227 — Modelarea — prezentată în cadrul tîrgului internaţional de meserii din München, p. 228 — Al 17-lea concurs „A construi cu materiale turnate" — prima parte, p. 230 — Sinteză bibliografică anuală asupra fontei cu grafit lamelar (urmare 23), p. 233.

Giesserei, R.F.G., nr. 9, 1986

Din activitatea Uniunii turnătoriilor din R.F.G. (Deutscher Giessereiverband) — an de referinţă : 1985, p. 249 — Din activitatea Uniunii generale a turnătoriilor de metale din R.F.G. (Gesamtverband Deutscher Metallgieserreien) — an de referinţă : 1985, p. 267 — Sinteză bibliografică anuală asupra pieselor turnate din oţel aliat (urmare 23), p. 273.

Giesserei, R. F. G., nr. 10, 1986

Exigenţele noii reglementări privind prevenirea poluării aerului în instalaţiile din turnătorii, p. 285 — Turnarea sub presiune progresează. Congresul asupra turnării sub presiune în 1986, în R.F.G., Bad Soden, p. 290 — [Turnare sub presiune automată a carterului motorului. O discuţie de specialitate, p. 292 — Sinteză bibliografică anuală asupra protecţiei mediului înconjurător, (urmare 12), p. 298.

Giesserei, R.F.G., nr. 11, 1986

Influenţa acoperirilor pe bază de alcool asupra rezistenţei miezurilor în cutii reci, p. 317 — Ceară pentru turnarea de precizie. Stadiul dezvoltării şi asigurarea calităţii, p. 321 — Al 17-lea concurs „Să construim cu materiale turnate" (urmare 2), p. 325 — Sinteză bibliografică anuală asupra materialelor refractare (urmare 16), p. 328.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 3, 1986

Principii şi probleme ale alegerii metodelor de evaluare economică a măsurilor de progres tehnico-economic, p. 139 — Utilizarea economică a materialelor pentru elementele de batiuri ale maşinilor-unelte, p. 143 — Eficienţa mai mare a producţiei din turnătoriile de fontă cenuşie, prin raţionalizarea liniilor de produse, în special prin utilizarea şi consumul raţional de energie utile independent de timp, p. 146 — Experienţe practice ale fabricării pieselor turnate grele pentru maşini orizontale de alezat şi frezat conform procedeului de preformare în cheson, p. 149 — Fabricarea flexibilă automatizată şi pregătirea tehnologiei de fabricare asistate de calculator, p. 152 — Stadiul şi tendinţele de dezvoltare ale procedeului de formare în vid. Partea a 2-a : Dezvoltarea procedeelor, p. 157 — Modele din ceară turnate prin injectare pentru rotoare de turbină, p. 159 — Fabricarea elementelor turnate cu metode de precizie, cu utilizarea zgurei de cubilou, p. 161 — Metode selectate pentru testarea formelor ceramice, p. 162 — Fabricarea formelor din ceară pentru turnarea prin injecţie şi turnarea de precizie pentru scule de aşchiere din oţel rapid, p. 164 — Congrese, p. 164.

Fonderie. Fondeur d'aujourd'hui, Franţa, nr . 51, 1986

O metodă de control al secvenţei cuptorului cu inducţie monofazic alimentat cu un ondulor autonom, p. 4 — Masă pentru debavurarea hidraulică, p. 12 — Aparat automat pentru controlul nedistructiv al fontelor cu grafit nodular, p. 15 — Studiul unui fenomen de pătrundere, impregnare, în cazul unei piese din fontă, p. 20.

Fonderie. Fondeur d'aujourd'hui, Franţa, nr. 52, 1986.

Actualităţi în domeniul aliajelor de cupru-nichel, p. 11 — Menţinerea calităţii amestecului crud de formare folosind controlul de calitate, p. 20 — Caracterizarea oţelului turnat HLES

12MDV6—M. Influența grosimii peretelui și a tratamentului termic, p. 28 — Degazarea aliajelor de aluminiu cu amestecuri de azot-foran 12, p. 47— Fonta cu grafit nodular austenitic SN 55 și remediile cu grafit în bucăți, p. 58.

Fonderie. Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 53, 1986

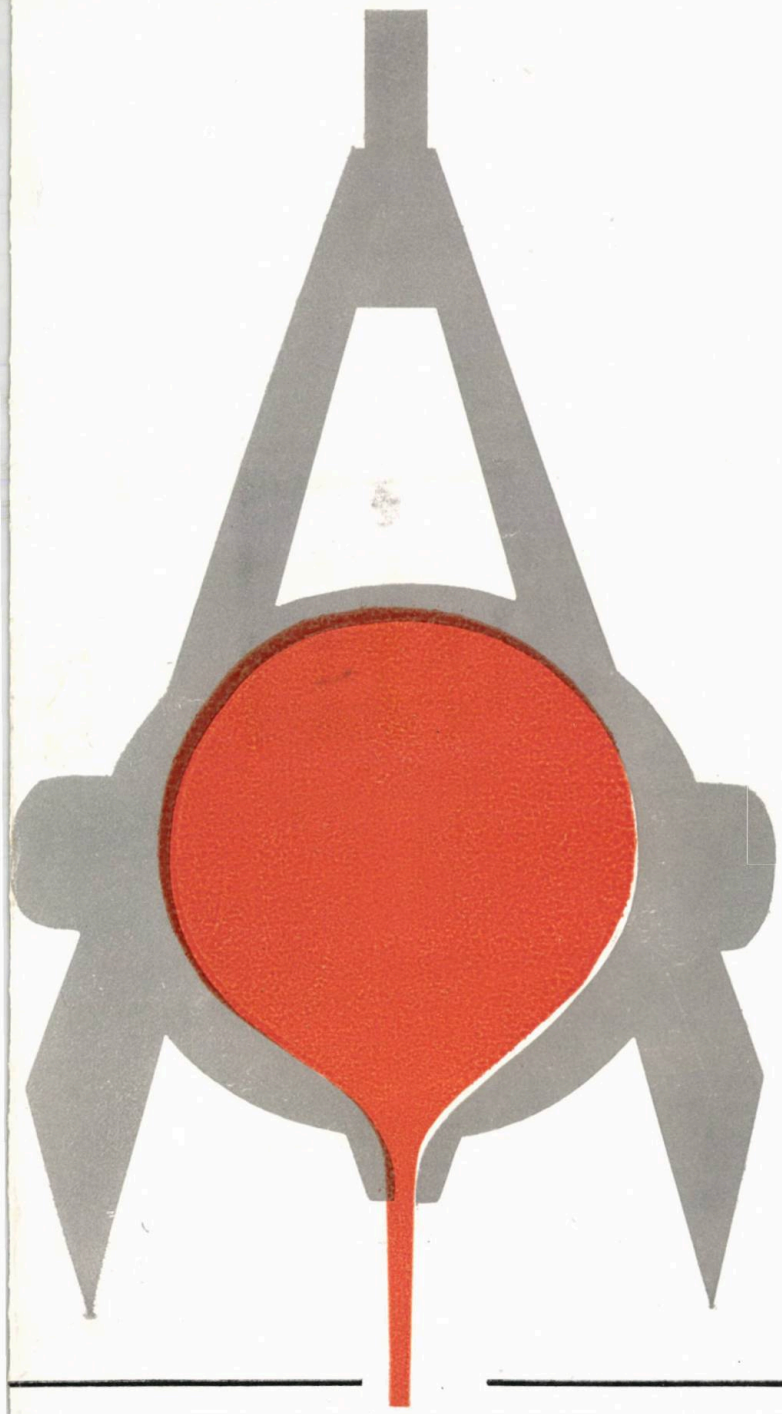
Automatizarea procesului de finisare în turnătoriile de metale feroase. Situația actuală și perspective, p. 4 — Prelucrarea fontelor cu carburi de crom cu ajutorul sculelor din materiale noi, p. 16 — Construcția și organizarea unui depozit model de modele într-o turnătorie din Franța, p. 19 — Recuperarea aminei la miezuirea la rece, p. 23 — Un tip de coroziune punctiformă subcutanată în cazul fontei cenușii lamelare, p. 27 — Al 52-lea Congres internațional de turnătorie de la Melbourne, p. 31.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 5, 1986

Lianți ceramici și betoane ceramice cu șamotă și cuarț, p. 5 — Interconexiunea rezistenței și stabilității la fisurare a ceramicii refractare, p. 9 — Influența prelucrării preventive cu carbonat de potasiu asupra fluajului materialelor refractare din magnezită, p. 13— Influența fazei de gaz asupra comportării carburii de bor la încălzire, p. 15 — Proprietățile reologice ale vopselei cu fosfați de la topirea cuprului, p. 17 — Formarea structurii aliajelor Al_2O_3 cu ZrO_2 în condiții neechilibrate, p. 20 — Perfecționarea tehnicii de extracție a argilei refractare, p. 23 — Experiența obținerii cimentului cu conținut ridicat de alumină în uzina de produse refractare din Semiluks, p. 26 — Estimarea influenței oxidului ortofosfatic asupra proprietăților betoanelor aluminosilicatice, p. 29 — Proprietățile suspensiei și fabricarea produselor pe baza soluțiilor solide ZrO_2—CaO, p. 32 — Epurarea apelor reziduale de la fabricarea carburii de siliciu, p. 36 — Experiența exploatării sistemului de conducere automată a agregatelor de formare a coloanelor, p. 39 — Materialele normative conform proprietăților termofizice ale materialelor refractare, p. 42 — Conductibilitatea electrică a bolții cuptoarelor cu arc electric de topire a oțelului, p. 45 — Utilizarea căptușirii combinate în convertizoarele pentru cupru, p. 46 — Mecanismul uzurii materialelor refractare în cuva de reacție a cuptorului pentru topirea materiei prime în stare de suspensie, p. 49 — Perfecționarea controlului de recepție a produselor refractare, p. 53 — Perspectivele utilizării morilor vibratoare în industria refractară, p. 57.

Centrul de Cercetari și Proiectari pentru Fabricație Produse Siderurgice Hunedoara

Execută pe bază de comenzi:



— studii și lucrări de cercetare

— proiecte și documentații tehnice de execuție

— analize de laborator pentru determinări fizice și chimice în domeniul perfecționării producției de cocs, aglomerat fontă, oțel și laminate

C C P F P S

— HUNEDOARA —

1987 JAN 8

E 3280

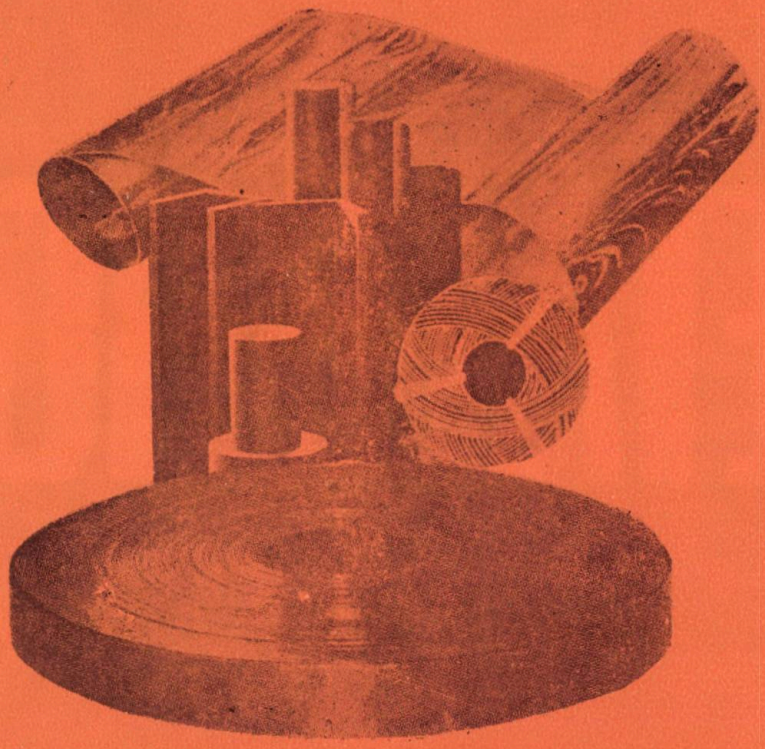
1987 -02- 18

METALURGIA

KOLTÁSZAT

10

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXXVIII • NR. 10 • OCTOMBRIE 1986



METALEXPORTIMPORT

FOREIGN TRADE COMPANY
BUCHAREST • ROMANIA

OFFERS :

- steel bars and shapes
- reinforcing steel bars
- cold formed profiles
- carbon and alloy steel
- commercial qualities, shipbuilding and boiler plates
- hot rolled coils
- cold rolled sheets and galvanized coils
- seamless steel line pipes; casing
- longitudinal welded line pipes
- welded black and galvanized steel tubes
- drawn steel wires, prestressed concrete wires and wire ropes
- welding electrodes for carbon and alloy-steels
- wire nails
- industrial and anchor chains
- aluminium and alloyed-aluminium products (ingots, cold rolled sheets and strips, foils, properzi wires .)

„METALEXPORTIMPORT"
Bucharest-Romania 23-25, Mendeleev Street
TELEX: 11515 TELEPHONE 620, 621

METALURGIA

Anul 38 Nr. 10 Octombrie 1986

CUPRINS

Oprea, Fl., Ivănescu, Al. şi *Bujoreanu, Viorica*: **Cercetări privind vaporizarea fierului, a elementelor însoţitoare şi a impurităţilor în convertizorul cu suflare de oxigen** 473

Oprescu, I., Gheorghiu, Fl. şi *Georgescu, Marina*: **Influenţa regimurilor termice şi gazodinamic ale cuptorului de coacere continuu inelar asupra calităţii produselor carbonice** 479

Pîrvu, Gh., Poşircă, I., Ionescu, Florentina şi *Gherghişor, G.*: **Textura benzilor din oţel silicios cu grăunţi orientaţi în diferite faze ale fluxului de fabricaţie** 484

Ovesea, I., Roman, L. şi *Oane, P.*: **Imbunătăţirea scoaterii la tabla de aspect pentru autoturisme** 488

Atanasiu, N.: **Deformarea materialelor metalice cu energii neconvenţionale. Stadiul actual şi perspective** 492

Tudosoiu, M., Giuglea, Mădălina, Coroamă, S., Salanti, E. şi *Badea, P.*: **Protecţia oţelului prin electrodepunerea aliajelor Zn—Ni** 499

Chişamera, M. şi *Ripoşan, I.*: **Influenţa granulaţiei şi a omogenităţii dimensionale a cocsului asupra** *funcţionării cubiloului* 502

Dumitrescu, C., Albiţa, Gh. şi *Brânzan, A.*: **Fonte albe înalt aliate cu structură modificată rezistente la uzură** 509

Wanyorek, C.: **Ecuaţia retasurii şi interpretările ei** 522

REVISTA REVISTELOR 478, 483

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Președintele Colegiului de redacție: L. SOFRONI

Tehnoredactor: M. RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu nr. 23—25, București

---

I. P. „Informația"—c. 2516

CONTENTS

DC: 669.183.8

Oprea, Fl., Ivănescu, Al. and *Bujoreanu, Viorica*: **Researches on the vaporizing of iron, auxiliary elements and impurities in BOF**

In BOF steelmaking, as a consequence of the 2 500—3 000°C high temperatures in the impact area of oxygen flow and melting bath, vaporizing processes of the elements which imply 0,6—1,2% losses in metal charge occur. The paper presents the results of preliminary researches on the evolution of the vaporizing process during steelmaking and in the possibility of obtaining minimum metal losses.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 473

DC: 536:66—9.36:661.666.2

Oprescu, I., Gheorghiu, F. and *Georgescu, Marina*: **The influence of heat and gasodynamic regime of annular continuous baking furnace on the quality of carbonuous products**

The paper analyses the basic aspects of the baking process: the variables of the heat field of the product and of the composition of gaseous atmosphere in chambers on the product quality; the influence of furnace heat and gasodynamic regimes on the heat field in products and on the gaseous atmosphere in chambers; the correlation of the two regimes in the installation operation.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 479

DC: 669—492.3:669.017

Pîrvu, Gh., Poşircă, I., Ionescu, Florentina and *Gherghişor, G.*: **The texture of grain oriented silicon steel strips in different phases of technological flow**

Starting from the laboratory researches, the paper presents the conditions necessary for the development of secondary recrystallization and for the formation of Gass texture on silicon steel strips in different phases of technological flow.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 484

DC: 669.012.5:669—41

Ovesea, I., Roman, I. and *Oane, P.*: **The improvement of automobile sheet yield**

With a view to improving the automobile sheet yield, the authors have analysed the technological flow as a whole, making certain improvements which may hinder the apparition of the crust type defects and of scale printing.

The researches have lead to the completion of the manufacturing technology and of control technology for each process phase which result in the increase of qualitative yield for automobile sheet.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 488

DC: 539.374

Atanasiu, N.: **The deformation of metal materials by non-conventional energies. Present situation and prospects.**

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 492

DC: 669.58:669.248

Tudosoiu, M., Giuglea, Mădălina, Coroamă, S., Salanti, F. and *Balea, P.*: **The protection of steel by Zn—Ni alloy electrodeposition**

The laboratory researches have shown that the coatings obtained in the E_1 electrolyte, with a 20% Ni in deposition have a higher corrosion strength, a hardness twice as high as that of zinc-coated samples and a pleasant aspect. Zn—Ni aloy coating with 20% Ni in deposition may also successfully replace the cadmium deposition.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 499

DC: 662.74:621.745.34

Chişamera, M. and *Ripoşan, I.*: **The influenee of coke grainsize and dimensional homogeneity on cupola operation**

With the help of a hydropneumatic model, the paper analyses the parameters of gas circulation in the cupola, under the action of the dimensional characteristics of charge. On the basis of the determinations of coke layer porosity, of coke specific surface and of the diameter of channels in the coke layer, of its hydraulic radius and of specific pressure losses in the layer, the authors recommend a coke homogenuous grain size (max. 3% fine fraction) for a ratio between coke grainsize (d_k) and the cupola diameter (D) of $\frac{1}{11} \cdots \frac{1}{7}$.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 502

DC: 669.131.2:669.15—196

Dumitrescu, C., Albiţa, Gh., and *Brânzan, A.*: **Grinding bodies made of high alloyed whit ecast iron used for eement grinding mill**

The paper presents the results obtained at the manufacturing of cast grinding bodies made of high alloyed white cast iron with economical chemical compositions, the melt being modified with adequate prealloys, before the casting operation

Metalurgia 38 (1896), nr. 10, p. 509

DC: 621.74.019

Wanyorek, C.: **Equation of the shrinkage volume and its interpretations**

The equation is established by expressing the volume of the shrinkage cavity, according to the physical properties of the metal and to the characteristics of the technological process.

The equation determines the general conditions for minimizing the shrinkage volume: the reduction of the difference between liquid and solid phases, by a good selection of alloys and by the reduction of the initial overheating ratio, the increase of the volume of the first "solid crust", formed during the pouring process until the end of filling, by reducing the pouring velocity and by increasing the cooling capacity of the mould, by a good selection of its material or by using chills.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 522

INHALT

DK : 669.183.8

Oprea, Fl., Ivănescu, Al. und *Dujoreanu, Viorica* : **Forschungen zur Verdampfung des Eisens, der Begleitelemente und der Verunreinigungen aus dem Sauerstoffkonverter**

Als Folge der hohen Temperaturen, von 2500—3000°C, finden, im Falle des in Sauerstoffkonvertern hergestellten Stahles, in der Aufschlagzone des Sauerstoffstrahls auf das Metallbad, Verdampfungsprozesse von Elementen statt, die Verluste von etwa 0,6—1,2% des Metalleinsatzes zu Folge haben. Die Arbeit gibt die Ergebnisse einiger Vorprüfungen betreffs der Entwicklung des Verdampfungsprozesses während dem Herstellungsprozess, wieder, sowie die Möglichkeiten der Erzielung minimaler Abbrandgehalte.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 473

DK : 536 :66.9.36.6 :661.666.2

Oprescu, I., Gheorghiu, F. und *Georgescu, Marina* : **Einfluss der thermischen und gasodynamischen Führung des Ringdurchlaufbackofens auf die Qualität der kohlensaueren Erzeugnisse**

In der Arbeit werden die wichtigsten Aspekte des Backvorgangs analysiert, wie zum Beispiel : der Einfluss der Variablen des thermischen Feldes des Erzeugnisses und der Zusammensetzung der gasförmigen Atmosphäre der Kammern auf die Erzeugnisqualität ; der Einfluss der thermischen- und gasodynamischen Führung des Ofens auf das thermische Feld der Erzeugnisse und auf die gasförmige Atmosphäre der Kammern, sowie das Korrelieren der zwei Zustände, was die Anlageführung betrifft.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 479

DK : 669—492.3 :669.017

Pîrvu, Gh., Poşircă, I. Ionescu, Florentina und *Gherghişor, G.*: **Die Textur der kornorientierten Siliziumstahlbänder, während den verschiedenen Herstellungsphasen**

Die Arbeit gibt, die anhand von Laboruntersuchungen berechneten Bedingungen, welche für die Entwicklung der nachträglichen Rekristallisation und für die Bildung der Goss-Textur notwendig sind, auf Siliziumbänder, in verschiedenen Herstellungsphasen, wieder.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 484

DK : 669.012.5 :669—41

Ovezea, I., Roman, L. und *Oane, P.* : **Verbesserung der PKW-Blechausbringung**

Um die PKW-Blechausbringung zu verbessern, wurde der gesamte Arbeitsgang analysiert, und es wurden einige Verbesserungen vorgenommen, die zur Vermeidung von „Schalen"-Fehlern und von Zundertiefungen beigetragen haben.

Die Untersuchungen wurden mit der Abschliessung der für jede Verfahrensphase vorgesehenen Herstellungs-und Prüfungstechnologien vollendet, was die Steigerung der Produktion von qualitativ hochwertigerem Automobilblech zu Folge hatte.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 488

DK : 539. 374

Atanasiu, N. : **Verformung der metallischen Stoffe anhand von unkonventionellen Energien. Heutiger Stand und Voraussichten**

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 492

DK : 669.58 :669.284

Tudosoiu, M., Giuglea, Mădălina, Coroamă, S., Salanti, F. und *Badea, P.* : **Stahlschutz durch elektrolytische Abscheidung der Zn-Ni-Legierungen**

Anhand von Laboruntersuchungen wurde bewiesen, dass die im E — Elektrolyt erhaltenen Abscheidungen, eine zwei mal grössere Härte als die der verzinkten Proben, und ebenfalls ein angenehmes Aussehen aufweisen.

Die Abscheidungen aus Zn-Ni Legierungen mit einem Anteil von 20% Ni können mit grossem Erfolg auch die Kadmiumabscheidungen ersetzen.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 499

DK : 662.7 :621.745.34

Chişamera, M. und *Ripoşan, I.* : **Einfluss der Körnung und der dimensionellen Homogenität des Kokses auf den Betrieb des Kupolofens**

Das Studium analysiert, auf Grund eines hydropneumatischen Modells, die Kupolofengaskreislaufparameter ; unter den Einfluss der Abmessungseigenschaften der Beschickung. Anhand der Bestimmungen, was die Koksbettporosität, die spezifische Koksoberfläche und den Durchmesser der Koksbettkanälen, dessen hydraulischen Strahl wie auch die spezifischen Schichtdruckverluste betrifft, wird eine gleichartige Kokskörnung (von max. 3% kleinem Bruch) mit einem Verhältnis zwischen der Kokskörnung (d_k) und dem Kupolofendurchmesser (D) von $d_k = \left(\frac{1}{11} \cdots \frac{1}{7}\right)$. D empfohlen.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 502

D.K : 669.131.2 :669.15—19

Dumitrescu, C., Albiţă, Gh. und *Brânzan, A.* : **Aus hochlegiertem Weisseisen hergestellte Vermahlungsanlagen vorgesehen für die Ausrüstung der Zementmahlmühlen**

In der Arbeit wird auf einige Ergebnisse hingewiesen, die im Falle der Herstellung einiger aus Weisseisen, mit ökonomischen chemischen Zusammensetzungen gegossenen Zermahlungsanlagen erscheinen. Vor dem Giessen wird die Schmelze mit angemessenen Vorlegierungen geändert.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 509

D.K. 621.746.77

Wanyorek, C. : **Gleichung des Lunkerhohlraumvolumens und hre Deutungen**

In der Arbeit wird die allgemeine Gleichung des Lunkerhohlraumvolumens festgesetzt, abhängig von den physikalischen Eigenschaften des Stahles und von den Arbeitsvorgangseigenschaften.

Aus der Gleichung gehen die für die Verringerung des Lunkerhohlraumvolumens allgemeinen Bedingungen hervor, und zwar : die Einschränkung des Unterschiedes zwischen der Flüssigkeitsphase und der festen Phase, die durch eine wohlerwogene Auswahl der Legierungen und durch die Verminderung des Überhitzungsverhältnisses stattfindet, die Volumensteigerung der „ersten Gussrinde" — die vom Beginn des Giessens bis zur Beendung der Füllung entsteht-durch die Verminderung der Giessgeschwindigkeit, sowie durch die Steigerung der Formkühlleistung, durch die Auswahl der Formherstellungswerkstoffe oder durch die Kokillenverwendung stattfindet.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 522

SOMMAIRE

CD : 669.183.8

Oprea, Fl., Ivăncescu, Al., Bujoreanu, Viorica : **Recherches concernant la vaporisation du fer, des éléments auxiliaires et des impuretés dans le convertisseur à oxygène**

Au cours de l'élaboration de l'acier en convertisseurs à oxygène, des processus de vaporisation des éléments concrétisés en pertes d'environ 0,6—1,2 % de la charge métallique ont lieu étant donné les températures élevées (2500—3000°C) dans la zone d'impact du jet d'oxygène avec le bain métallique. Les auteurs présentent les résultats des recherches préliminaires concernant l'évolution du processus de vaporisation au cours de l'élaboration et les possibilités de minimiser les pertes de métal.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 473

CD : 536 :66—9.36.6 :661.666.2

Oprescu, I., Gheorghiu, F. et *Georgescu, Marina* : **L'influence des regimes thermique et gazodynamique du four de cuisson continu annulaire sur la qualité des produits**

Les auteurs analysent les aspects essentiels du processus de cuisson : l'influence des variables du champs thermique du produit et de la composition de l'atmosphère gazeuse des chambres sur la qualité des produits ; l'influence des régimes thermique et gazodynamique du four sur le champ thermique dans les produits et sur l'atmosphère gazeuse des chambres ; la corrélation entre ces deux régimes pendant le fonctionnement de l'installation.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 479

CD : 569—492.3 :669.017

Pîrvu, Gh., Poşircă, I., Florentina, Ionescu et *Gherghişor, G.* : **La texture des bandes en acier au silicium à grains orientées, en différentes phases du flux technologique**

A la suite des recherches en laboratoire, les auteurs présentent les conditions nécessaires à la recristallisation secondaire et à l'apparition de la texture Goss sur les bandes au silicium, en différentes étapes du flux technologique.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 484

CD : 669.012.5 :669—41

Ovesea, I., Roman, L. et *Oane, P.* : **Augmentation du randement des tôles pour automobiles**

En vue d'augmenter le randement des tôles pour automobiles on a analysé le flux technologique afin d'eviter l'apparition des défauts du type „croûte" et l'impression des pailles.

Les auteurs ont mise au point la technologie de fabrication et la technologie de contrôle pour chaque étape du processus, ce qui a augmenté le randement des tôles pour automobiles.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 488

CD : 539.374

Atanasiu, N. : **La déformation des matériaux métalliques à l'aide d'énergies non-conventionnelles. Stade actuel et perspectives.**

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 492

CD : 669.58 :669.248

Tudosoiu, M., Giuglea Mădălina, Coroamă, S., Salanti, F. et *Badea, P.* : **La protection de l'acier par l'électrodéposition des alliages Zn—Ni**

Les recherches en laboratoire ont demontré que les revêtements obtenus dans l'électrolyte *E*1, ayant un pourcentage de 20 %Ni dans la déposition, ont une résistance élevée à la corrosion, une dureté deux fois plus grande que celle des épreuves zinguées et un aspect agréable.

Les revêtements en alliages Zn—Ni à 20 % Ni dans la déposition sont à même de remplacer également les dépositions de cadmium.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 499

CD : 662.74 :621.745.34

Chişamera, M. et *Ripoşan, I.* : **Influence de la granulation et de l'homogénéité dimensionnelle du coke sur le fonctionnement du cubilot**

Les auteurs analysent, à l'aide d'un modèle hydromécanique, les paramètres de la circulation des gaz en cubilot sous l'action des caractéristiques dimensionnelles de la charge.

A partir des déterminations concernant la porosité de la couche de coke, la surface spécifique du coke et le diamètre des tuyères de la couche de coke, du rayon hydraulique des tuyères et des pertes spécifiques de pression dans la couche, on récommande une granulation homogène du coke (au maximum 3 % fraction fine) pour un rapport entre la granulation du coke (d_k) et le diamètre du cubilot (D) de $\frac{1}{11} \cdots \frac{1}{7}$.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10. p. 502

CD : 669.131.2 :669.15—196

Dumitrescu, C., Albiţă Gh. et *Brânzan, A.* : **Corps de broyage en fontes blanches hautement alliées destinés aux moulins à ciment**

On présente certains résultats concernant la fabrication des corps de broyage coulés en fontes blanches. Ces corps ont des compositions chimiques économiques, la fonte étant modifiée avant la coulée à l'aide de préalliages adéquats.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 509

CD : 621.74.019

Wanyorek, C. : **L'équation du volume de la retassure et ses interprétations**

L'auteur établit l'équation générale du volume de la retassure en fonction des propriétés physiques de l'acier et des caractéristiques du processus technologique.

L'équation détermine les conditions générales pour diminuer le volume de la retassure : la réduction de la différence entre la phase liquide et la phase solide par une sélection adéquate des alliages et par la diminution du rapport initial de surchauffage ; l'augmentation du volume „de la première croûte solidifiée", formée pendant la coulée et jusqu'à la fin du remplissage par la réduction de la vitesse de coulée et par l'augmentation de la capacité de refroidissement de la forme, par la sélection des matériaux du moule ou par l'utilisation des coquilles.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 522

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669.183.8

Опреа, Ф., Ивэнеску, V. и *Бужореану, Виорика:* **Исследования по испарению железа, сопровождающих элементов и примесей в кислородых конвертерах**

При выплавке стали в кислородных конвертерах, в следствии высоких температурах 2500—3000°С в зоне удара кислородной струи с ванной расплавленного металла происходит процесс испарения элементов, что влечет за собой потери около 0,6—1,2% из садки металла. Работа представляет результаты предварительных исследований относительно эволюции процесса испарения при выплавке и возможностей получения минимальных потерь металла.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 473

ДК: 536: 66-9.36.6: 661.666.2

Опреску, И., Георгиу, Ф. и *Джеорджеску, Марина:* **Влияние термического и газодинамического режимов кольцевой непрерывной обжигательной печи на качество карбидных изделий**

Работа анализирует основные аспекты процесса спекания: влияние переменных термического поля из изделий и состава газовой атмосферы из печей на качества изделий; влияние термического и газодинамического режимов печи на термическое поле в изделиях и на газовую атмосферу из камер; корреляция этих двух режимов в управлении установкой.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 479

ДК: 669-492.3: 669.017

Пырву, Г., Поширкэ, И., Ионеску, Флорентина и *Герешшор, Г.:* **Структура лент из кремнистой стали с ориентированными зернами в различных фазах производственного потока**

В работе представлены, в следствии лабораторных исследований, необходимые условия развития вторичной рекристаллизации и образования структуры Goss, на кремнистых полосах в различных этапах технологического потока.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 484

ДК: 669.012.5: 669-41

Овесса, И., Роман, Л. и *Оане, П.:* **Улучшение выхода автомобильных листов**

Для улучшения выхода автомобильных листов были анализированы целый технологический поток, которому внесли некоторые улучшения приводя к предотвращению появления дефектов типа ,,корка'' и штамповок окалины.

Исследования окончились завершением технологии производства и контрольной технологии для каждой фазы процесса. Вследствии этого повышается качественный выход автомобильных листов.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 488

ДК: 539.374

Атанасиу, Н.: **Деформация металлических материалов с неусловными энергиями. Актуальный этап и перспективы**

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 492

ДК: 669.58: 669.248

Тудосою, М., Джюгля, Мэдэлина, Короамэ, С., Салынти, Ф. и *Бадеа, П.:* **Защита стали электроосаждением сплавов Zn—Ni**

Лабораторные исследования доказали, что полученные покрытия в электролите Е 1 с 20% Ni в осаждении обладают высокой коррозионностойкостью, твердостью в двое раз больше чем цинкованные образцы, а также и приятной внешностью.

Покрытия сплавами Zn—Ni с 20% Ni в осаждении могут успешно заменить и кадмиевые осаждения.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 499

ДК: 662.74: 621.745.34

Кишамера, М. и *Рипошан, И.:* **Влияние зернистости и размерной однородности кокса на работу вагранки**

Работа анализирует с помощью гидравлического моделя параметры циркуляции газов в вагранке, под действием размерных характеристик нагрузки. На основе определений относительно пористости коксовой постели, удельных поверхностей кокса и диаметра каналов в коксовой постели, ее гидравлического радиуса и удельных потерь давления в слое рекомендуется однородная зернистость кокса (макс. 3% мелкой фракции), при соотношении между зернистостью кокса (d_K) и диаметром вагранки (D) $d_K = \left(\frac{1}{11} \cdots \frac{1}{7}\right) \cdot D$.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 502

ДК: 669.131.2: 669.15-196

Думитреску, К., Албицэ, Г. и *Брынзан, А.:* **Дробящие тела, изготовленные из высоколегированных отбеленных чугунов, назначенные оборудованию мельниц для размола цемента**

В работе представлены некоторые полученные результаты при реализации дробящих отлитых тел из отбеленных чугунов с экономными химическими составами, расплав изменен перед разливкой соответствующими промежуточными сплавами.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 509

ДК: 621.74.019

Уравнение объема усадочной наковины и егоинтерпретация

Устанавливается общее уравнение объема усадочной раковины в зависимости от физических свойств стали и от характеристик технологическохо процессд.

Из уравнения следуют общие условия для снижения объема усадочной раковины: снижение разницы между жидкими и твердыми фазами правильным выбором сплавов и снижением исходного отношения перегрева; увеличение объема ,,первой корки'', образованной при разливке и до завершения заливки, снижением скорости разливки и ростом способности охлаждения формы , выбором материалов форм или использованием кокилей.

Metalurgia 38 (1986), nr. 10, p. 522

METALURGIA 10
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1986

Prof. dr. doc. ing. Fl. Oprea,
ing. Al. Ivănescu
şi ing. Bujoreanu Viorica
Universitatea din Galaţi

Cercetări privind vaporizarea fierului, a elementelor însoţitoare şi a impurităţilor în convertizorul cu suflare de oxigen

CZ : 669.183.8

La elaborarea oţelului în convertizoare cu oxigen, în zona de impact a jetului de oxigen cu baia metalică, se creează o temperatură locală de circa 3 000°C. Ca urmare a obţinerii acestor temperaturi înalte în această zonă, se depăşesc temperaturile de fierbere ale elementelor componente ale băii metalice, determinînd ca 0,6—1,2% din încărcătura metalică să se volatilize sub forma unui fum de culoare roşietică format din particule fine cu dimensiunile în jur de 1 μm. Vaporii de Fe, Si, Mn, Al etc. sînt antrenaţi de destinderea bulelor de CO rezultate în urma procesului de decarburare a băii metalice. De asemenea, sub acţiunea bulelor de CO şi a impactului jetului de oxigen cu suprafaţa emulsiei metal-zgură, are loc o antrenare a particulelor de dimensiuni foarte mici de materiale fondante, în special în perioada de formare a zgurei. La nivelul zonei de impact a jetului de oxigen, curentul ascendent de gaze are presiunea P_t corespunzătoare tempe-

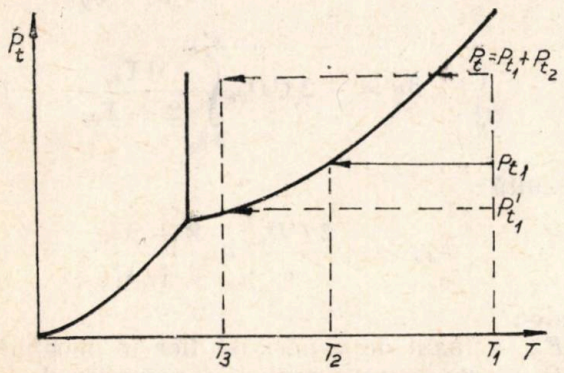


Fig. 1. Diagrama procesului de condensare a vaporilor unui amestec gazos

raturii T_1, temperatură cu care intră amestecul de gaze-vapori în instalaţia de recuperare (cca 1 923 K):

$$P_t = P_{t_1} + P_{t_2} \quad (1)$$

$$P_{t_1} = P_{Fe} + P_{Si} + P_{Mn} + P_{Al} + P_{Mg} + \dots \quad (2)$$

$$P_{t_2} = P_{CO} + P_{CO_2} + P_{O_2} + P_{H_2O} + P_{H_2} \quad (3)$$

Datorită condiţiilor oxidante din instalaţia de recuperare (exces de aer fals), vaporii elementelor se oxidează şi condensează la temperatura T_2 corespunzătoare punctului de rouă (fig. 1), regăsindu-se în proporţie de peste 98% în şlamul rezultat din instalaţia de epurare

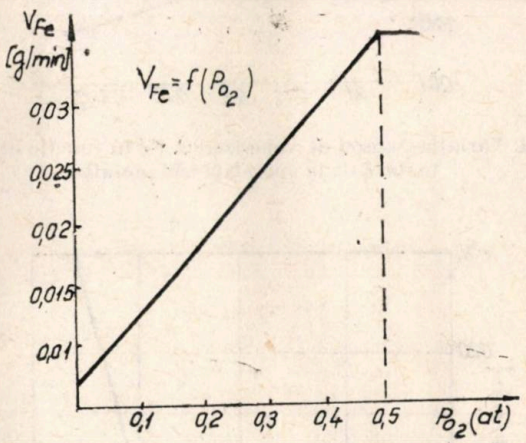


Fig. 2. Variaţia vitezei de vaporizare a fierului în funcţie de presiunea parţială a oxigenului

umedă. Dintre elementele vaporizate, Fe are o pondere importantă, influenţînd nivelul scoaterii de oţel.

În literatura de specialitate [1] s-a demonstrat că viteza de vaporizare a fierului creşte liniar în funcţie de presiunea parţială a oxigenului în atmosfera convertizorului (fig. 2), pînă la o valoare limită, de unde ea devine constantă, fierul acoperindu-se cu un strat de FeO (fig. 3) în conformitate cu teoria filmului static. Această viteză de vaporizare este minimă în vid şi la suprafaţa băii metalice şi scade pe măsură ce creşte distanţa δ (fig. 4).

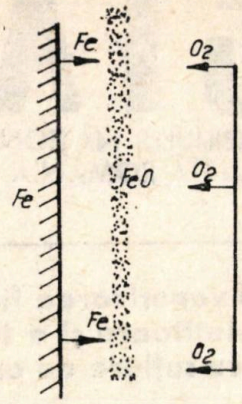


Fig. 3. Dispunerea stratului de FeO şi a fluxurilor de Fe şi oxigen în atmosfera convertizorului

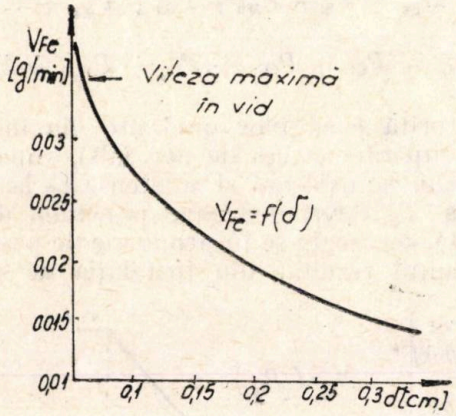


Fig. 4. Variaţia vitezei de vaporizare a Fe în funcţie de distanţa δ de la suprafaţa băii metalice

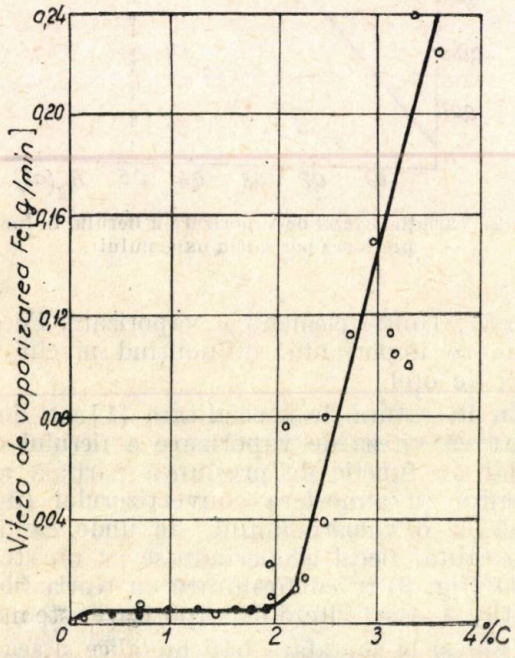


Fig. 5. Variaţia vitezei de vaporizare a Fe în funcţie de conţinutul de [C] al băii metalice

De asemenea, s-a ajuns la concluzia că degajarea fumurilor este condiţionată de conţinutul de carbon al băii metalice, nivelul degajării scăzînd puternic sub 2% C (fig. 5), lucru confirmat de cercetările de laborator şi de practica industrială.

Vaporizarea fierului este influenţată de: atmosfera convertizorului; conţinutul de carbon al fontei; viteza de decarburare; viteza jetului de oxigen.

Influenţa atmosferei convertizorului asupra vaporizării elementelor

Pentru exemplificare se ia în consideraţie vaporizarea fierului deoarece el predomină cantitativ în sistemul eterogen supus procesului.

Ca urmare a suflării oxigenului, apare un contracurent de vapori de Fe (fig. 3), care determină, la o distanţă δ de la suprafaţa băii metalice, formarea prin interacţiune a unui strat de ceaţă de FeO. Admiţînd că la distanţa δ se produce reacţia:

$$\{Fe\} + 1/2\{O_2\} \rightleftharpoons \{FeO\}$$

rezultă:

$$F_{Fe} = -2F_{O_2} \tag{4}$$

Conform legii I a lui Fick, fluxul de vapori de fier va fi dat de relaţia:

$$F_{Fe} = -CD_{Fe}\frac{\partial X_{Fe}}{\partial y} + X_{Fe}(F_{Fe} + F_{O_2}) \tag{5}$$

Înlocuind pe (4) în (5) se obţine:

$$F_{Fe}(1 + X_{Fe}) = -2\,CD_{Fe}\frac{\partial X_{Fe}}{\partial y} \tag{6}$$

$$\int_0^{\delta} F_{Fe}\,dy = -2\,CD_{Fe}\int_{X^0_{Fe}}^{X'_{Fe}} \frac{dX_{Fe}}{2 + X_{Fe}} \tag{7}$$

Rezultă:

$$F_{Fe} = -\frac{2\,CD_{Fe}}{\delta}\ln\frac{2 + X'_{Fe}}{2 + X^0_{Fe}} \tag{8}$$

unde:

F_{Fe} — fluxul de vapori de fier în moli/m^2.s

C — concentraţia molară a vaporilor de fier

$$C = \frac{n}{V_{Fe}} = \frac{P_{Fe}}{RT}\ [\text{moli/m}^3] \tag{9}$$

D_{Fe} — coeficientul de difuzie al fierului în oxigen [m/s]

X^0_{Fe} — fracţia molară a fierului la distanţa $y = 0$

X^0_{Fe} — fracţia molară a fierului la distanţa $y = \delta$

În concluzie, fluxul de vapori de Fe este de două ori mai mare ca fluxul de oxigen şi el este determinat în special de presiunea parţială a oxigenului P_{O_2}, mărime ce caracterizează atmosfera convertizorului.

Influenţa conţinutului de C din topitura supusă vaporizării elementelor

Se observă că la decarburarea unei băi metalice cu jet de oxigen pe sus, conţinutul de carbon are o influenţă puternică asupra procesului de vaporizare (fig. 5). Astfel, la un conţinut mai mic de 2% C, vaporizarea Fe devine mult mai slabă şi tinde spre zero pe măsură ce conţinutul de carbon al băii metalice tinde tot spre zero. În practica industrială viteza medie de carburare în convertizorul LD este de 10% C/h, la o adîncime a băii metalice de cca 100 mm. Dispariţia flăcării la gura convertizorului şi observarea lăncii se realizează la un conţinut de [C] în baia metalică de cca 0,05%, cînd vaporizarea este minimă. De mare importanţă în studierea procesului de vaporizare este determinarea conţinutului critic de C, de la care vaporizarea începe să scadă. Pentru aceasta se aplică legea I a lui Fick la transportul [C] printr-un strat subţire de difuziune la interfaţa metal-gaz :

$$v_C = -\frac{d[C]}{dt} = \frac{1}{L} \cdot \frac{D_C}{g} (C_0 - C_{Cr}) \qquad (10)$$

unde :

L — adîncimea pe care se realizează fierberea băii metalice (în medie cca 100 mm);

D_C — coeficientul de difuzie a [C] în Fe [3.10^{-8} m²/s];

g_0 — grosimea stratului limită de difuziune [3.10^{-5} m];

C_0 — conţinutul de carbon la interfaţă (cca 0,03%)

C_{Cr} — conţinutul critic de [C] la care vaporizarea este redusă.

Înlocuindu-se în relaţia (10), se găseşte $C_{Cr} = 0{,}31\%$ C, ceea ce corespunde cu datele practice : 0,20—0,40% C.

Influenţa vitezei jetului de oxigen

În figura 6 s-a trasat variaţia vitezei jetului de oxigen în funcţie de conţinutul de [C] al băii metalice. Dacă viteza oxigenului este superioară valorii date de această curbă, pentru toate conţinuturile de C, degajarea vaporilor este slabă. În cazul în care viteza jetului de oxigen este inferioară valorii critice, Fe se vaporizează la o viteză apropiată de valoarea sa maximă :

$$W_{O_2} = K[C]^2 \qquad (11)$$

unde :

W_{O_2} — viteza jetului de oxigen;

$[C]^2$ — concentaţia carbonului în baia metalică;

K — constantă de proporţionalitate.

Relaţia (11) s-a stabilit pe baza relaţiei :

$$2F_{O_2} = F_{CO_2} > F_C \qquad (12)$$

la care degajarea vaporilor încetează.

Domeniul de deasupra curbei (fig. 6) corespunde situaţiei în care elaborarea decurge cu degajări minime de gaze roşcate, iar domeniul de sub curbă situaţiei în care elaborarea de-

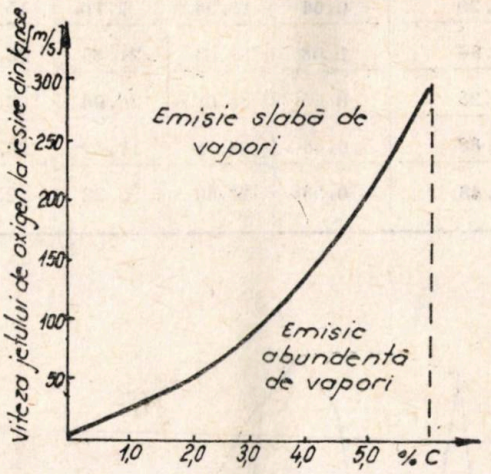


Fig. 6. Variaţia vitezei jetului de oxigen la ieşirea din lance în funcţie de conţinutul de carbon al băii metalice

curge cu degajări maxime. Se desprinde concluzia că la decarburarea fontei prin suflare de oxigen pe sus, pentru a obţine o vaporizare redusă, este nevoie ca viteza oxigenului la ieşirea din ajutajul lăncii să fie cît mai ridicată atunci cînd baia metalică are conţinuturi mari de C.

Pe măsură ce decarburarea avansează trebuie să se menţină oxidarea Fe la o valoare minimă pentru a suprima formarea acestor fumuri.

Cercetări experimentale. S-a urmărit desfăşurarea procesului tehnologic la un grup de şarje elaborate la convertizoarele LD — C.S.G. S-au prelevat probe de şlam de la pîlnia de şlam din 2 în 2 minute, pe toată durata elaborării, determinîndu-se apoi cantitatea de substanţă uscată şi compoziţia chimică a acestei substanţe ce alcătuieşte în proporţie de peste 98% conţinutul fumurilor roşii (tab. 1).

S-au reprezentat grafic variaţiile cantităţii de substanţă uscată şi a pierderii ei la calcinare pe durata suflării şarjei (fig. 7 şi 8), precum şi variaţiile conţinuturilor componenţilor principali ai fumurilor roşii (fig. 9, 10, 11, 12 şi 13).

Maximele variaţiei cantităţii de substanţă uscată au o distribuţie normală Gauss.

Tabelul 1

Substanță uscată g/l	SiO_2, %	Fe, %	FeO, %	Fe_2O_3, %	Al_2O_3, %	CaO, %	MgO, %	Mn, %	Pierderi la calcinare
4,96	1,40	41,13	5,22	53,25	0,56	18,85	—	0,48	16,40
10,00	1,22	52,75	10,92	63,80	0,84	12,91	0,95	1,19	8,26
7,84	1,77	44,80	18,25	44,70	0,42	18,32	—	1,04	12,56
27,7	1,44	52,34	25,90	48,47	0,70	12,22	0,63	1,22	4,36
5,76	1,42	49,92	18,69	51,63	0,82	12,22	—	1,27	12,84
6,04	1,16	46,18	16,04	49,09	0,42	18,71	—	1,42	13,99
15,20	0,64	16,28	7,10	15,78	1,39	49,20	0,25	0,61	24,96
5,96	1,08	31,88	21,89	23,05	0,27	27,14	—	1,33	21,25
5,28	0,65	38,61	20,96	33,10	1,89	20,42	—	1,90	18,68
3,88	0,46	34,55	17,77	30,66	1,26	14,82	1,75	2,26	20,12
4,48	0,38	26,60	5,22	32,50	2,51	30,71	5,02	1,23	2,772

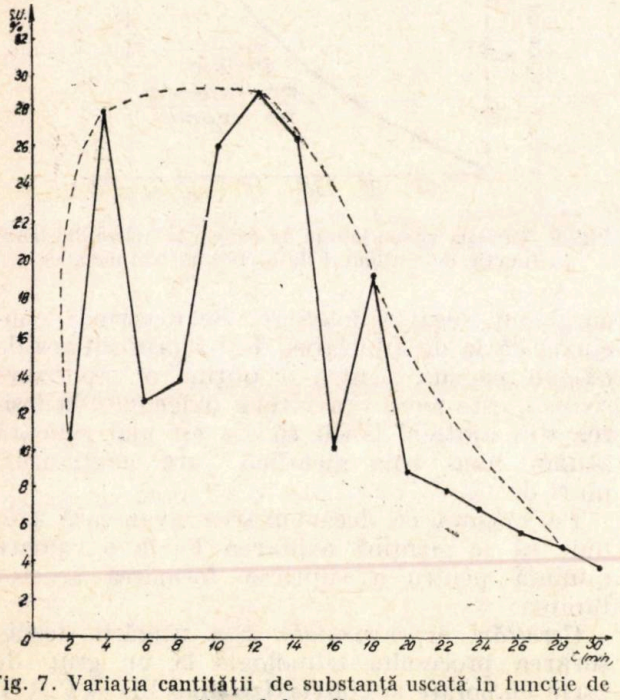


Fig. 7. Variația cantității de substanță uscată în funcție de timpul de suflare

Analiza acestor grafice pune în evidență următoarele fenomene :

— Emisia fumurilor cu conținut de vapori este oscilantă, prezentînd mai multe maxime și minime asimetrice generate de faptul că jetul de oxigen este oscilant.

— Amplitudinea maximă a oscilațiilor este obținută între minutele 12—14 de suflare a oxigenului, cînd se înregistrează emisia puternică a fumurilor.

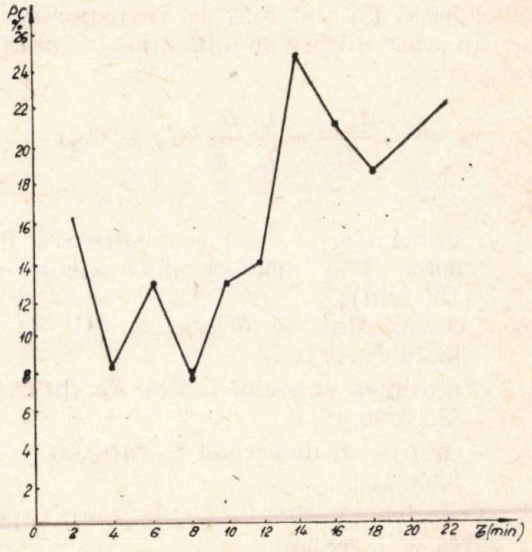


Fig. 8. Variația pierderilor de calcinare în funcție de timpul de suflare

— Diagramele de variație a componenților fumurilor roșii sînt în concordanță cu diagrama de afinare a băii metalice și cu diagrama componenților zgurei ; astfel vaporizarea Si și trecerea lui la SiO_2 cunoaște o valoare maximă (1,77%) în minutul 6 de suflare, ceea ce corespunde cu terminarea oxidării Si din baia metalică și cu cantitatea maximă de SiO_2 din zgură.

— În minutul 14 de suflare vaporizarea Si prezintă o valoare minimă corespunzătoare atingerii conținutului maxim de CaO în zgură.

— Vaporizarea Fe și oxidarea vaporilor la Fe_2O_3 prezintă o amplitudine maximă în minutul 4 de suflare, pe cînd oxidarea vaporilor la

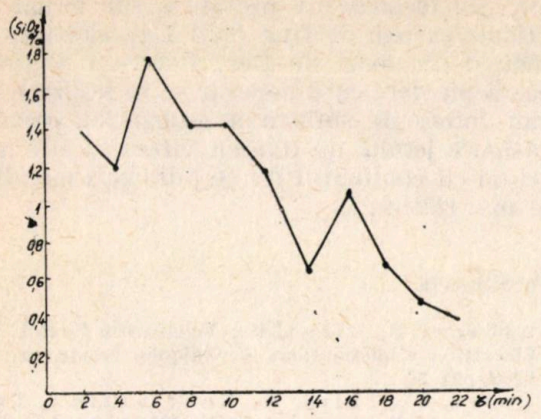


Fig. 9. Variația conținutului de SiO_2 din fumurile roșii în funcție de timpul de suflare

FeO prezintă o amplitudine maximă în minutul 8 de suflare. Acest decalaj se poate explica prin aceea că, în primele 4 minute de formare a zgurei, CO se găsește în cantitate mică în fumurile roșii. După această perioadă, ca urmare a reducerii distanței ajutaj-lance-baie metalică, se intensifică decarburarea, mărindu-se astfel conținutul de CO care determină reducerea Fe_2O_3 la FeO pe traseul gazelor din

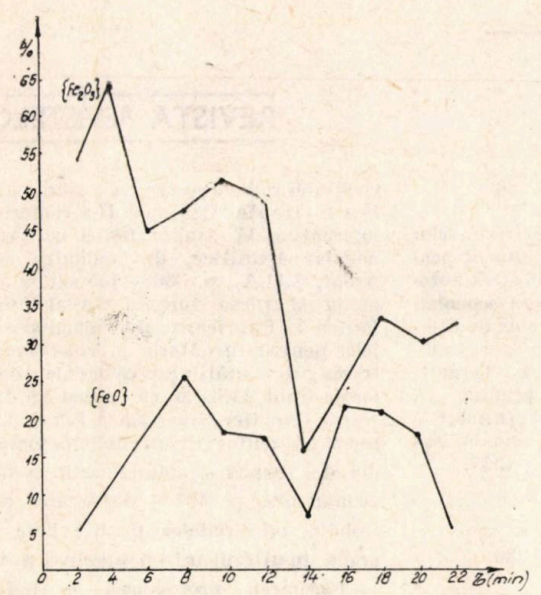


Fig. 10. Variația conținuturilor de Fe_2O_3 și FeO din fumurii roșii în funcție de timpul de suflare

cazanul recuperator. În minutul 14 de suflare, datorită vitezei maxime a jetului de oxigen, se observă o scădere a vaporizării Fe și trecerii lui la Fe_2O_3 sau FeO. Cantitatea minimă de FeO corespunde cu cantitatea minimă de FeO din diagrama de variație a compoziției zgurei.

— Vaporizarea Mn prezintă un minimum în minutul 14 de suflare, corespunzător antrenării maxime a CaO și Al_2O_3, precum și un maximum către sfîrșitul suflării oxigenului, corespunzător conținutului maxim de MnO în zgură.

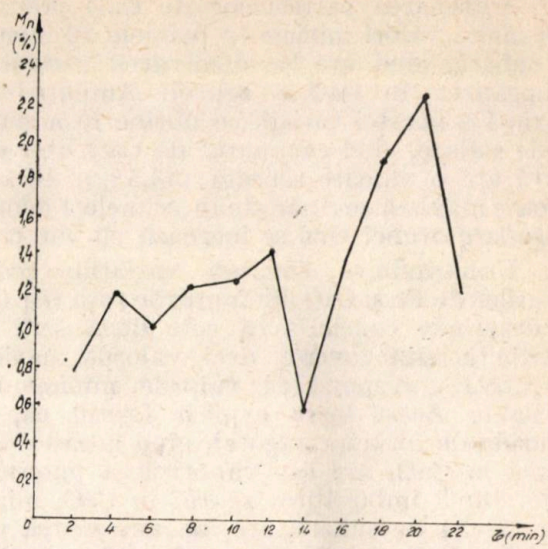


Fig. 11. Variația conținutului de Mn din fumurile roșii în funcție de timpul de suflare

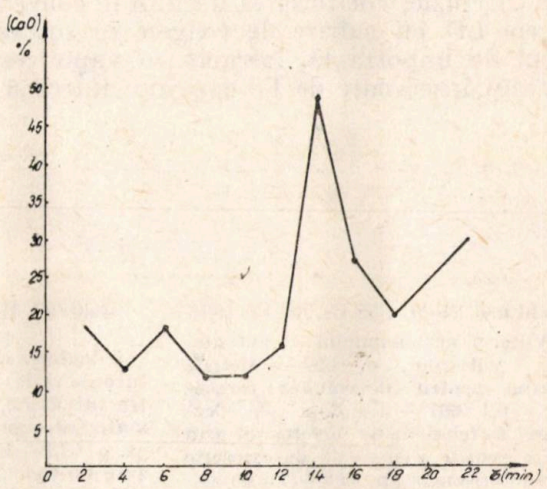


Fig. 12. Variația conținutului de CaO din fumurile roșii în funcție de timpul de suflare

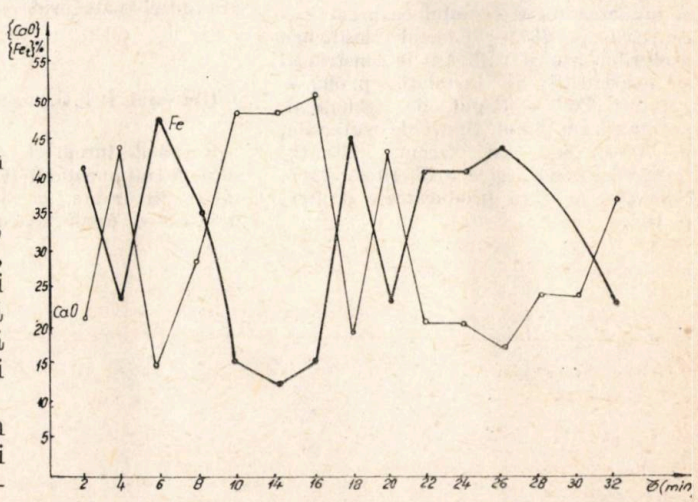


Fig. 13. Variațiile conținuturilor de Fe și CaO din fumurile roșii în funcție de timpul de suflare

— Antrenarea particulelor de CaO prezintă mai multe valori minime în primele 10 minute de suflare, cînd are loc dizolvarea varului și îmbogățirea în CaO a zgurei. Amplitudinea maximă a acestei variații se obține în minutul 14 de suflare, cînd conținutul de CaO liber din zgură are o valoare ridicată (53,5%). Această valoare maximă se regăsește în primele 4 minute de suflare atunci cînd se lucrează cu var praf.

— Urmărindu-se simultan variațiile conținuturilor de Fe și CaO din fumurile roșii (fig.13), se desprinde concluzia că cele două serii de distribuție sînt inverse, deci valorile maxime ale uneia corespund cu valorile minime ale celeilalte. Acest lucru explică faptul că, în perioada de formare a zgurei, cînd aceasta este săracă în CaO, are loc vaporizarea puternică a Fe. După îmbogățirea zgurei în CaO, minutele 12—14 de suflare, are loc antrenarea puternică a CaO și scăderea conținutului de FeO corespunzătoare conținutului minim de FeO din zgură, datorată vitezei mari de decarburare.

În concluzie, volatilizarea fierului în convertizoarele LD cu suflare de oxigen pe sus este destul de importantă, întrucît se vaporizează cantități însemnate de Fe cuprinse între 0,6 și 1,2% din încărcătura metalică, sub formă de particule extrem de fine (sub 1 μ), alcătuite în principal din oxizi de fier. Pentru a diminua această pierdere este necesar să se realizeze un regim intens de suflare a oxigenului, capabil să asigure jetului de oxigen viteze cu atît mai mari cu cît conținutul de [C] din baia metalică este mai ridicat.

BIBLIOGRAFIE

[1] Alberny, R., Birat, P.: *Volatilizarea fierului.* În: Circulaires d'Informations Techniques, Franța, nr. 11, 1962, pag. 66.

[2] Oprea, Fl., Taloi, D., Constantin, I., Ivănescu, A., Roman, R.: *Teoria proceselor metalurgice.* București, Editura didactică și pedagogică, 1984.

[3] Ackermann, W.: *Transferul de masă și energie dintre faza gazoasă și lichidă la convertizorul cu suflare de oxigen.* În: Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 9, 1979, pag. 36.

[4] Riboud, V., Jon, M.: *Studiul cineticii proceselor de afinare cu oxigen.* În: Circulaires d'Informations Techniques—Franța, nr. 5, 1965, pag. 18.

[5] Berthet, A.: *Determinarea debitelor de gaz care rezultă la afinarea în convertizorul cu suflare de oxigen.* În: Circulaires d'Informations Techniques, Franța, nr. 3, 1967, pag. 41.

[6] Tripșa, I., Kraft, N.: *Elaborarea oțelurilor în convertizoare cu oxigen.* București, Editura Tehnică, 1976.

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 12, 1986

Viitorul automobilului — automobilul viitorului, p. 657— Metode moderne pentru dezvoltarea caroseriilor, p. 661 — Tendințe de dezvoltare a tehnicii de deformare prin presare pentru elementele de caroserie ale autoturismelor, p. 668 — Tratamentul chimic al suprafeței și protecția anticorosivă în industria autovehiculelor, p. 675—100 de ani de la apariția automobilului, p. 684 — Fluxul de energie și randamentul sistemului cu presă excentrică, p. 687 — Efectul clasificării oțelurilor asupra utilizării în construcții și construcții de instalații, p. 695 — „Metav '86" — tîrgul de tehnologii, automatizare și noi tipuri de materiale, p. 703 — Nou din trecut: Situația industriei metalurgice a diferitelor țări; Norvegia ca țară producătoare de fier, p. 104.

Giesserei, R.F.G., nr. 12, 1986

Calcularea solidificării și răcirii pieselor turnate reale — un nou instrument pentru turnătorie, p. 345 — Utilizarea automatizării — premise și aspecte economice, p. 348 — Estimarea șanselor de utilizare a betonului cu rășini, în vederea substituirii materialelor feroase turnate, p. 356 — A 17-a competiție tehnică „A construi cu materiale turnate", (urmare 3) p. 363— Sinteză bibliografică anuală asupra fontei aliate (urmare 23), p. 367.

Giesserei, R.F.G., nr. 13, 1986

Fontă de turnătorie cu grafit nodular supusă tratamentului termic de îmbunătățire în trepte, p. 382 — Proprietăți mai bune, productivitate mai mare și cheltuieli reduse ca urmare a călirii bainitice în trepte. Cea de-a II-a conferință internațională asupra fontei cu grafit nodular bainitice, din localitatea Ann Arbor, S.U.A., p. 386 — 100 ani de aluminiu și piese turnate din aluminiu-Partea 1. Fabricarea aluminiului și aliajelor pentru turnătorie, p. 390—Compatrarea proprietăților mecanice ale aliajelor de tipul $AlSi_8Cu_3$ cu conținuturi diferite de zinc, fier și mangan, p. 396 — Analiza cheltuielilor pentru curățarea pieselor din oțel turnat — obiecte pentru curățat și influențe, p. 401 — Dezvoltarea controlului materialelor plastice liate cu argilă în ultimii ani—perspective, p. 406 — Formarea profesională în industria turnătoriei, p. 411 — Sinteză bibliografică anuală asupra fontei cu grafit nodular, (urmare 23), p. 413.

Prof. dr. ing. I. Opreseu,
dr. ing. Fl. Gheorghiu și
ing. Marina Georgescu
Institutul politehnic — București

Influența regimurilor termic și gazodinamic ale cuptorului de coacere continuu inelar asupra calității produselor carbonice

CZ : 536 :66—9.36 :661.666.2

Cuptorul continuu inelar este o instalație termică ale cărei particularități constructive și funcționale sînt evidențiate schematic în figura 1. În zona activă a cuptorului (fig. 2, *a*) are loc transferul termic în contracurent între gazele de ardere și produsele din camere, acestea din urmă schimbîndu-și poziția ($P_i \rightarrow P_{i-1}$) prin mutarea focului la un interval de timp t_p. Instalația este caracterizată prin două regimuri de funcționare interdependente : regimul termic, avînd ca principală variabilă de execuție debitul de combustibil B, regim apreciat (controlat) prin temperaturile θ_i măsurate cu termocupluri sub bolțile camerelor (fig. 2, *b*); regimul gazodinamic, cu principala variabilă de execuție depresiunea Δp la sfîrșitul zonei active (fig. 2, c) și care este apreciat (controlat) indirect, prin efectele sale asupra regimului termic, realizate prin intermediul unor variabile necontrolate ca debitul de aer de ardere aspirat pe la capătul în răcire al zonei active (cu temperatură aleatoare rezultată din transferul termic cu produsele în răcire în camerele R_1 și R_2), compoziția și viteza de circulație a gazelor de ardere de-a lungul zonei active.

Aceste două regimuri interdependente determină valorile variabilelor cîmpului termic în produsele supuse coacerii, dintre care cele mai importante sînt viteza de încălzire și gradienții de temperatură, precum și compoziția atmosferei gazoase din camere, factori care condiționează nemijlocit calitatea produselor.

Procesul de coacere se controlează și se conduce *indirect*, singurele variabile de execuție fiind B și Δp, iar variabila reglată fiind distribuția θ_i (sub bolțile camerelor) de-a lungul zonei active.

Lucrarea de față și-a propus drept scop analiza aspectelor de bază ale procesului de coacere ; influența variabilelor cîmpului termic din produs și a compoziției atmosferei gazoase din camere asupra calității produselor ; influența regimurilor termic și gazodinamic ale cuptorului asupra cîmpului termic în produse și asupra atmosferei gazoase din camere ; corelarea celor două regimuri în conducerea instalației.

Influența variabilelor cîmpului termic din produse asupra calității acestora

Calitatea produselor carbonice este apreciată în special prin proprietățile de rezistență mecanică și proprietățile electrice, la care se adaugă gradul de compactizare ridicat și uniform în volum, care le conferă o structură omogenă densă, grad scăzut de deformare și lipsa defectelor interne și superficiale (fisuri, goluri etc.). De exemplu, pentru electrozii siderurgici se prevăd rezistențe mecanice în limitele uzuale de $2{,}5-5.10^7$ N/m² la compresiune, 0,6 — 2.10^7 N/m² la încovoiere și 0,4 — 2.10^7 N/m² la tracțiune, rezistivitatea electrică de $8-12.10^{-4}\Omega$.cm, densitatea 2,2 t/m³ și densitatea aparentă de 1,50—1,65 t/m³, ceea ce corespunde unei porozități de cca 20—30% [1,2]. Aceste proprietăți finale sînt evident determinate de toate cele trei operații de bază ale procesului tehnologic de fabricație : prepararea electrodului crud, coacerea și grafitarea acestuia.

Dintre acestea, coacerea produselor carbonice are o influență determinantă asupra tuturor proprietăților, mai puțin cele electrice, care se definitivează prin grafitare. Aceste proprietăți sînt nemijlocit determinate de modul în care decurg procesele fizico-chimice în masa produselor supuse coacerii, mod care este la rîndul său direct condiționat de variabilele cîmpului termic din acestea : intervalul temperaturilor de încălzire, vitezele de încălzire în diferite zone ale acestui interval și gradienții de temperatură în volumul produselor.

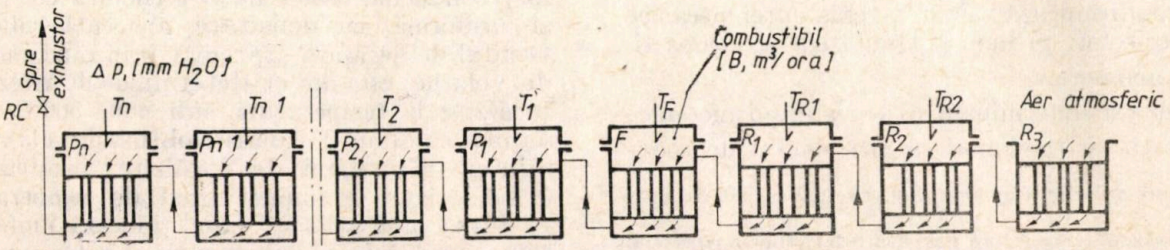


Fig. 1. Reprezentarea schematică a cuptorului de coacere continuu inelar : *T — termocuplu* ; D — *debit de combustibil* ; *Δp — depresiune* ; *EC — robinet cu clapetă*

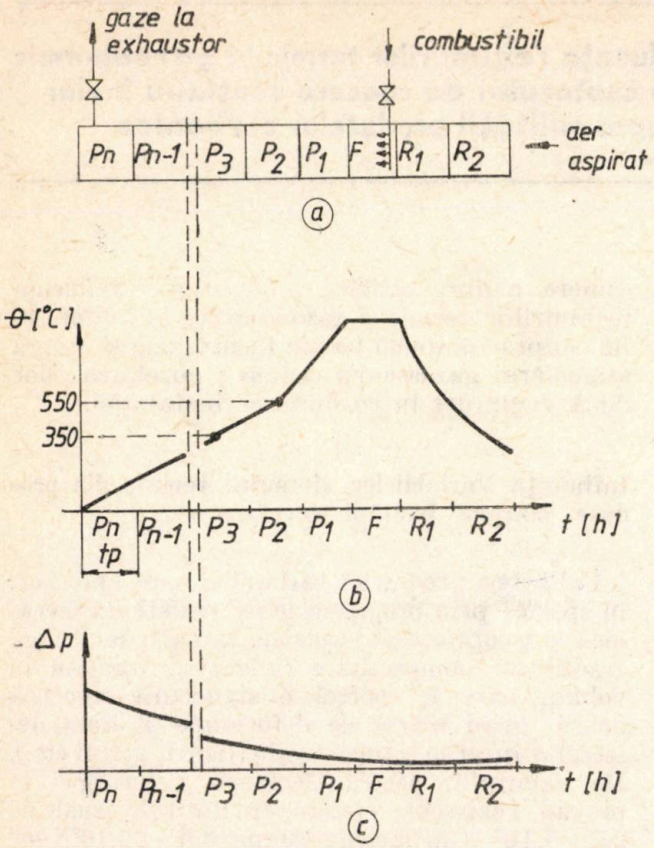


Fig. 2. Zona activă a cuptorului (*a*) și variațiile calitative ale temperaturii (*b*) și depresiunii (*c*) de-a lungul acestei zone: *P — cameră în preîncălzire*; *F — cameră la palier*; *R — cameră acoperită în răcire*

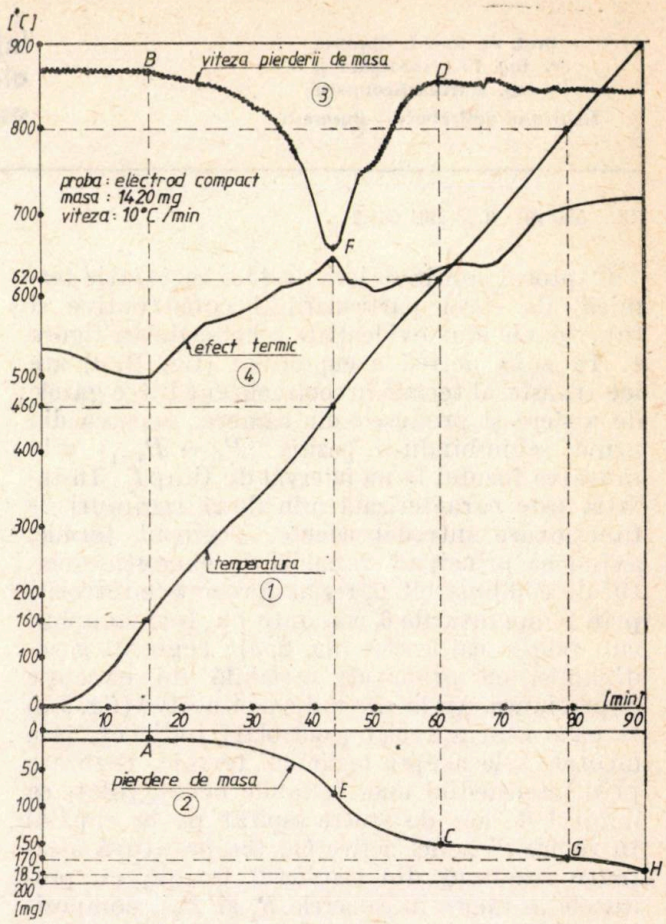


Fig. 3. Diagramă de analiză termodiferențială

Intervalul temperaturilor de încălzire cunoscut în general [1] s-a verificat prin analiză termodiferențială pe probe din electrod compact (fig. 3). Transformările la încălzire au loc pînă la o temperatură de 800—850°C*), predominant în intervalul 160—600 (620)°C, cu intensitate maximă la 440—460°C. Dintre acestea, cele mai importante sînt procesul de cocsificare a liantului (formarea semicocsului în intervalul 300—450°C, urmată de transformarea semicocsului în cocs la temperaturi peste 450—500°C) și degajarea volatilelor în intervalul 160**)—600°C, cu viteză maximă la 440...460°C, conducînd la o pierdere totală de masă de 12...13%.

Viteza de încălzire este un factor de primă importanță, a cărui valoare influențează modul de decurgere a celor două procese de mai sus care condiționează valoarea rezistenței mecanice a produselor, precum și structura și compactitatea acestora.

Factorul determinant al rezistenței mecanice îl constituie randamentul procesului de cocsificare a liantului (randamentul de cocs); pentru obținerea de produse cu rezistență mecanică mare, randamentul de cocs (gradul de cocsificare a liantului) trebuie să fie cît mai ridicat. În intervalul de temperatură 300—450°C, în care se formează semicocsul, valorile ridicate ale randamentului de cocs sînt condiționate de valori minime ale vitezei de încălzire; după 450—500°C, transformarea semicocsului în cocs nu mai este sensibil influențată de valoarea vitezei de încălzire.

Degajarea volatilelor la temperaturi de peste 160°C este un proces care condiționează omogenitatea și compactitatea structurii produselor. Volumul mare de volatile rezultat trebuie să se degaje complet și uniform din masa produselor, conducînd astfel la o structură compactă și uniformă, cu densitate aparentă ridicată. Gradul de degazare (apreciat prin randamentul de volatile) este direct determinat de viteza de încălzire la temperaturi sub 450—500°C, randamente ridicate de volatile obținîndu-se la valori minime ale vitezei de încălzire; acestea din urmă asigură gradienți mici de temperatură în masa produselor și condiționează uniformitatea procesului de degazare. La temperaturi peste 500°C, valoarea vitezei de încălzire nu

*) Toate valorile temperaturilor se referă la material (produs).

**) Această temperatură marchează terminarea procesului de degazare la operația de malaxare a pastei și de începere a procesului de degazare la coacere.

mai influențează sensibil randamentul de volatile.

Gradienții de temperatură, în special cei care se stabilesc pe înălțimea produselor de dimensiuni mari, au efecte nefavorabile asupra gradului de uniformitate a desfășurării proceselor fizico-chimice în masa acestora, ceea ce duce la obținerea de structuri neuniforme și poroase care influențează negativ proprietățile mecanice și electrice și, de asemenea, la creșterea probabilității de deformare a produselor în timpul coacerii și de apariție a fragilității și fisurilor, care se datoresc tensiunilor termice. Gradienții mici de temperatură se obțin la viteze mici de încălzire care permit uniformizarea cîmpului termic în masa produselor, fenomen important în special la temperaturi pînă la 450—500°C, zonă în care, după cum s-a arătat, au loc procesele fizico-chimice de bază; la temperaturi peste 500°C, în condițiile unui cîmp termic uniform, influența vitezei de încălzire asupra gradienților de temperatură este mai redusă.

Sintetizînd efectele vitezei de încălzire asupra randamentelor de cocs și de volatile și ținînd seamă de influența gradienților de temperatură, rezultă că, în intervalul de temperatură 160—600°C, obținerea unor produse carbonice coapte cu proprietăți ridicate este condiționată de valoarea vitezei de încălzire. Ca urmare, cel puțin pentru intervalul 350—550°C, în care se desfășoară intens procesul de cocsificare (formarea semicocsului) și de degajare a volatilelor (fig. 3), sînt obligatorii viteze de încălzire cît mai mici, cu valori în limitele 1—3,5°C/h, în funcție și de calitatea materiilor prime [1], [2], [3]. Pentru zona anterioară, în principiu se poate ajunge la o viteză de 3—4°C/h, iar peste 600°C, zonă în care influența vitezei de încălzire este redusă, procesul de încălzire se poate accelera pînă la viteze de 5—15°C/h [1], [2], [3].

Influența compoziției atmosferei gazoase din cuptor asupra calității produselor și conducerii cuptorului

Volumul mare de volatile care se degajă (la pierderea de masă de 12—13%, conform figurii 3, corespunde un volum specific de 160 — 180 Nm^3/m^3 produs crud), cu compoziția medie de 4—5% CO, 13—14% H_2, 44—47% CH_4, 34—37% C_2H_6, arde după reacțiile uzuale, rezultînd un efect termic specific dat de relația :

$$Q_{tot} = V_{vol} \cdot \sum_{i=1}^{n} x_i \cdot P_{ci_i} \ [kJ/m^3 \text{ de produs}] \quad (1)$$

unde :

V_{vol} este volumul specific de volatile, Nm^3/m^3 de produs ;

x_i — concentrația volumetrică a componentului i ;

n — numărul de componenți : $n = 4(CO, H_2, CH_4, C_2H_6)$;

P_{ci_i} — efectul termic al reacției de ardere a componentului i (puterea calorică inferioară), kJ/Nm^3,

cu valoarea de cca $7 \cdot 10^6$ KJ/m^3 de produs.

Viteza de ardere a volatilelor este determinată de viteza de degajare, care este mică și relativ constantă la viteze mici de încălzire, și de conținutul de O_2 din gazele de ardere, condiționat de excesul de aer de ardere aspirat. Dacă volatilele degajate ard lent și continuu, există timpul necesar pentru a avea loc transferul de căldură spre încărcătură și zidărie, se stabilesc echilibre termice succesive și, ca urmare, nu se produce creșterea excesivă a temperaturii sub bolta camerei și nu cresc gradienții de temperatură pe înălțimea produselor. Din contră, arderea bruscă, rapidă, „nestăpînită" a volatilelor duce la creșterea rapidă a vitezei de încălzire (în special cea măsurată sub bolta camerei, dar și în produse), ceea ce are ca efect pe de o parte dereglarea mersului cuptorului, necesitînd intervenții de conducere și, pe de altă parte, creșterea gradienților de temperatură în produse, cu efectele negative asupra calității acestora, indicate mai sus.

Ca urmare, pentru a se asigura un randament mare de volatile, precum și o degazare lentă, continuă și uniformă în masa produselor, nu este suficientă numai asigurarea unei viteze de încălzire mici în intervalul 350 — 550°C, ci și limitarea conținutului de O_2 în gazele de ardere la valori care asigură o ardere lentă și continuă a volatilelor. Calculînd volumul specific de oxigen minim necesar pentru arderea volatilelor cu compoziția de mai sus cu relația :

$$V_{O_2min} = V_{vol} \cdot \sum_{i=1}^{n} x_i \cdot O_{2min_i} \ [Nm^3/m^3 \text{ de produs}] \quad (2)$$

unde : O_{2min_i} este volumul de oxigen necesar pentru arderea componentului i, Nm^3O_2/Nm^3 gaz, rezultă $V_{O_2min} \simeq 380$ Nm^3O_2/m^3 de produs.

La un consum specific de combustibil (gaz de sondă) $B \simeq 220—320$ Nm^3/m^3 de produs, rezultă volumul specific al gazelor de ardere pentru o ardere completă și asigurarea excesului minim de oxigen pentru arderea volatilelor :

$$V_{ga} = v_{ga} \cdot B + O_{2min} \left(\frac{B}{0{,}21} - 1 \right) + \frac{V_{O_2min}}{0{,}21} \ [Nm^3/m^3 \text{ de produs}] \quad (3)$$

unde :

v_{ga} este volumul specific de gaze arse rezultate din arderea combustibilului, Nm^3gaze/Nm^3 combustibil ;

O_{2min} — volumul de oxigen necesar pentru arderea combustibilului,

cu valoarea de cca 5 200—5 800 Nm^3 gaze de ardere/m^3 de produs și conținutul maxim admisibil de oxigen al gazelor de ardere care pătrund în camera de degazare :

$$[O_2]_{ga} = \frac{V_{O_2 min}}{V_{ga}} \cdot 100 \ [\%] \qquad (4)$$

de cca 6,5 — 8,3% (valoarea medie 7,3%). La un conținut de oxigen sub această valoare (practic 5,0—5,5% [4]) se asigură o ardere liniștită, lentă, a volatilelor degajate.

Influența regimurilor termic și gazodinamic ale cuptorului asupra cîmpului termic din produs și asupra compoziției atmosferei gazoase din camere. Corelarea celor două regimuri

Regimul termic al cuptorului fiind apreciat nu prin temperaturile măsurate în produs, ci prin temperaturile și vitezele de încălzire măsurate sub bolțile camerelor, este evidentă necesitatea stabilirii interdependenței acestora, în scopul conducerii corecte a procesului de coacere și obținerii unor produse de calitate corespunzătoare.

Astfel, între temperaturile și deci între vitezele de încălzire măsurate sub boltă și cele măsurate în produse apar gradienți care variază cu valoarea vitezei de încălzire și intervalul de temperatură. În general, vitezele de încălzire mici duc la gradienți mici de temperatură boltă-produse, permițînd o uniformizare mai accentuată a cîmpului termic în camere și o conducere mai fidelă a procesului ; la viteze de încălzire mari, gradienții de temperatură boltă-produse pot ajunge la valori de ordinul 200—400°C [4].

De asemenea, datorită gradienților de viteză de încălzire boltă-produs apare decalarea în timp a curbelor de încălzire (de variație a temperaturii) la boltă și în produse, a cărei valoare este în funcție de viteza de încălzire ; totodată, orice variație a vitezei de încălzire măsurată la boltă se regăsește în produse cu un decalaj de timp care măsoară inerția cuptorului.

Valorile variabilelor de execuție ale instalației, debitul de combustibil B și depresiunea la sfîrșitul zonei active Δp trebuie corelate astfel încît să asigure realizarea cîmpului termic în produse prescris în fiecare cameră a zonei active, precum și conținutul de O_2 prescris în gazele de ardere. În ceea ce privește valoarea debitului de combustibil B, evident că se urmărește a fi minimizată pînă la valoarea limită care să asigure un flux de gaze de ardere care realizează cîmpurile termice prescrise în fiecare cameră (respectiv în produse). Valoarea depresiunii Δp are însă implicații asupra a două variabile esențiale : pe de o parte debitul de aer de ardere aspirat pe la capătul în răcire al zonei active (camerele R_1, R_2, fig. 2, a) care trebuie să asigure arderea completă a combustibilului de debit B și conținutul limită de O_2 în gazele de ardere și, pe de altă parte, viteza corespunzătoare a fluxului de gaze de ardere de-a lungul zonei active a cuptorului, care să realizeze regimurile termice prescrise în camere (fig. 2, *b*)[4].

La finele zonei active a cuptorului trebuie să se asigure o temperatură a gazelor la ieșirea din ultima cameră în preîncălzire (în conducta de evacuare) de cca 100 — 130°C, pentru a se preveni depunerea prin condensare sub formă de gudroane a volatilelor nearse. Ca urmare, *corelarea valorilor acestor două variabile de execuție este o problemă esențială în conducerea cuptorului*, în vederea asigurării unui regim termic cît mai stabil și cu valori prescrise ale variabilelor cîmpului termic în camere și, prin aceasta, obținerii unor produse coapte de calitate corespunzătoare și constantă.

Influența aspirației de aer fals și a calității materialului de împachetare

Un fenomen negativ, dar inevitabil practic, îl constituie aspirația de aer fals prin neetanșeitățile camerelor zonei active a cuptorului, cu atît mai puternică cu cît este mai mare valoarea depresiunii ; astfel, de exemplu, dacă conținutul de O_2 în gazele de ardere în prima cameră în preîncălzire este de 5—6%, el poate ajunge la 11—17% în ultima cameră în preîncălzire (în funcție de numărul acestora) [1], [2], [3]. Aerul fals aspirat are drept consecințe diluarea fluxului de gaze de ardere și micșorarea temperaturii în special în ultimele camere ale zonei active și, de asemenea, creșterea conținutului de O_2 în gazele care pătrund în camerele în degazare, în ultimă instanță perturbînd corelația prestabilită dintre debitul de combustibil și depresiune. Rezultă că, pe de o parte, etanșarea cît mai corectă a camerelor cuptorului trebuie să diminueze pe cît posibil aspirarea de aer fals și, pe de altă parte, că de acest fenomen trebuie să se țină seamă la stabilirea corelației valorilor debitului de combustibil și depresiunii.

Un alt fenomen negativ dar, de această dată, evitabil îl constituie variațiile aleatoare ale valorii permeabilității la gaze și capacității absorbante ale materialului de împachetare a produselor supuse coacerii. Acest material (cocs mărunt), cu rolul de a proteja produsele de oxidare, trebuie să aibă în principal conductivitate termică pentru a permite transferul termic spre produse și permeabilitate ridicată pentru a permite evacuarea volatilelor din acestea ; de asemenea, materialul de împachetare are o anumită capacitate de absorbție a volatilelor degajate din produse. Este evident că este necesar să se mențină constante conductivitatea termică, permeabilitatea la gaze și capacitatea

absorbantă a materialului de împachetare, printr-o corectă pregătire a acestuia, variațiile acestora ducînd la modificări în cîmpul termic din produs și în atmosfera gazoasă a cuptorului și, deci, la perturbarea corelației prestabilite între debitul de combustibil și depresiune.

Concluzii

a. În exploatarea și conducerea cuptorului de coacere continuu inelar trebuie să se țină seamă de două corelații de bază: între indicatorii de calitate ai produselor și variabilele cîmpului termic în acestea și între variabilele cîmpului termic și regimurile termic și gazodinamic ale cuptorului.

b. Intervalul de temperatură 350—550°C este determinant pentru calitatea produselor coapte în acest interval, limitarea valorii vitezei de încălzire la 1—3,5°C/h constituie factorul hotărîtor pentru obținerea unor randamente de cocs și de volatile ridicate.

c. Minimizarea valorilor gradienților de temperatură și de viteză de încălzire în produse (în special pe înălțime) reprezintă o condiție de bază pentru omogenizarea desfășurării proceselor fizico-chimice în masa acestora și condiționează structura și proprietățile produselor.

d. La conducerea cuptorului după temperaturile măsurate în bolțile camerelor, trebuie să se țină seamă de gradienții de temperatură și de viteză boltă-produse, care sînt influențați de viteza de încălzire și de intervalul de temperatură.

e. Regimurile termic și gazodinamic ale cuptorului trebuie astfel corelate încît să se asigure arderea completă a combustibilului și obținerea curbei dorite de distribuție a temperaturii de-a lungul zonei active a cuptorului. De asemenea, această corelație trebuie să ducă la obținerea unor gaze de ardere cu conținut limitat de oxigen (cca. 5,0—5,5% la intrarea în camera în degazare), care să asigure o ardere lentă a volatilelor în camera de degazare, fără creșterea excesivă a temperaturii.

f. La stabilirea corelației regimurilor termic și gazodinamic trebuie să se țină seamă de aspirația de aer fals și de variația caracteristicilor materialului de împachetare, factori care, nestăpîniți, produc perturbații în funcționarea și exploatarea cuptorului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Cialîh, E. F.: Tehnologia produselor cărbunoase, Moscova, 1963.

[2] Ienciu, M., Barca, F., Murgulescu, R.: Produse cărbunoase. Litografia IPB, 1985.

[3] Cardalef, S. ș.a.: Probleme de construcție și exploatare în fabricația de produse cărbunoase, CDPT—MIN, 1971.

REVISTA REVISTELOR

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 3, 1986

Tehnologie în Philadelphia, p. 15 — Conferința AISE din primăvara anului 1986 — program tehnic preliminar, p. 19 — Program referitor la problema lubrifierii. Influența sa asupra rentabilității, p. 22 — Oțel fără defecte obținut la uzina Fairecrest a societății Timken, p. 25 — Instalație de tratament termic continuu la uzina Fairecrest a societății Timken, p. 36 — Sistem automatizat pentru noul laminor nr. 2 de benzi la cald al societății Dofasco, p. 41 — Linia de galvanizare electrică la uzina Fukuyama a societății NKK, p. 51—Lățirea și îngroșarea la laminarea în bare cu cilindri plați, p. 57 — Măsurarea în flux a dimensiunilor și a profilului barelor cu aparatul rotativ ORBIS, p. 63 — Punerea în funcțiune a liniei de galvanizare electrică de 72 in de la uzina Great Lakes, p. 70.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 1, 1986

Cumpărarea și repunerea în funcțiune de către societatea Metaltech a unei linii de galvanizare abandonate, p. 29 — Fabricarea profilelor speciale laminate la cald și planurile unei viitoare extinderi la societatea McDonald Steel Corp., p. 33— Noua secție de forjare rotativă de la societatea Carpenter Technology Corp., p. 37— Procedee de afinare în oală, p. 40 — Noile tehnologii cu care sînt confruntate miniuzinele, p. 53 — Comanda laminoarelor pentru sîrmă și a laminoarelor pentru bare, de la uzinele Sidor, p. 56 — Accuplan: un nou aparat de măsură utilizat la măsurarea rapidă a conturului tablei groase, p. 63 — Protocol de automatizare la societatea General Motors Corp., p. 68 — Perfecționarea calității inițiată de fabricanții de tablă subțire din oțel, p. 73.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 2, 1986

Progrese înregistrate în industria siderurgică a S.U.A. și a Canadei în anul 1985, p. D—1 — Problemele legate de industria oțelului cu care sînt confruntați membrii organizației AISE, p. 25 — Probleme economice apărute în industria siderurgică și perspective viitoare care au constituit tema întrunirii AISE din luna noiembrie a anului 1985, p. 27 — Capacitatea de turnare continuă de la uzinele Indiana Harbor ale societății Inland Steel Co. a înregistrat o creștere de 80% prin punerea în funcțiune a unei noi linii complexe de turnare continuă, p. 28 — Procedeul KR — o nouă tehnologie bazată pe utilizarea cărbunilor bruți în furnal, p. 30 — Fabricarea metalului lichid din pelete de oxid feric cu conținut de carbon prin procedeul Pelle Tech (PTC), p. 34 — Răcirea cu perdea de apă, utilizată la laminoarele pentru bare la uzinele Lorain, ale societății U.S. Steel Corp., p. 41 — Procedeul AFFIVAL de introducere a sîrmei cu înveliș, utilizat la dezoxidarea în oală și la finisare, p. 45 — Funcționarea cuptoarelor electrice cu electrozi acoperiți și avantajele utilizării acestora, p. 50.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 4, 1986

Tehnologie în Philadelphia, p. 17 — Societatea Carpenter Technology construiește pentru viitor, p. 21 — Conservarea căldurii între trenurile degrosisor și finisor ale laminorului de benzi la cald, p. 29—Concepția și modul de funcționare a mașinii de turnare continuă echipată cu un cristalizor cu lățime variabilă la uzina Gary a societății U.S. Steel, p. 40 — Tratarea integrată a reziduurilor la Societatea Atlas Steels, p. 43 — Sisteme de răcire pentru furnale, p. 48 — Concepția căptușelii refractare și a mantalei din oțel la oalele instalației de turnare, p.58—Conferința AISE 1986 (primăvară) — program tehnic, p. 71 — Conferința AISE 1986 (primăvară) — președinți, p.75— Conferința AISE 1986 (primăvară) rezumatele lucrărilor ce vor fi prezentate, p. 77 — Program referitor la lubrifiere. Influența sa asupra rentabilității (rezumate), p. 95 — Oțelăria societății Ellwood Uddeholm Steel funcționează la întreaga capacitate, p. 97.

Textura benzilor din oțel silicios cu grăunți orientați în diferite faze ale fluxului de fabricație

Dr. ing. Gh. Pîrvu, dr. fiz. I. Poșircă,
ing. Florentina Ionescu
și ing. G. Gherghișor
ICEM

CZ : 669—492.3 :669.017

Tehnologia de fabricație a benzilor din oțel de transformator, care prevede utilizarea inhibitorilor, particule de MnS, constă din următoarele faze tehnologice :

— laminare la cald în benzi cu grosime de 2 mm ;
— recoacerea benzii laminate la cald la temperaturi de 900°C ;
— laminare la rece pînă la grosimi de 0,3mm ;
— recoacere de decarburare ;
— recoacere de recristalizare secundară.

Valorile parametrilor tehnologici de deformare și tratament termic diferă destul de mult de la un producător la altul, dar scopul final este același, obținerea de benzi cu texturi de tip Goss care presupune ca planul (110) și direcția [100] din cristalul de soluție solidă de Si în Fe să fie paralele cu direcția de laminare. Acest tip de textură face ca valoarea permeabilității magnetice să fie de minimum 1780 T dar pierderile totale în miez să fie de maximum 1 W/kg.

Metodologia de cercetare

Pe baza informațiilor din literatura de specialitate [1,2], cercetările au fost orientate în direcția evidențierii influenței structurii și texturii din banda laminată la cald asupra texturii din banda finală.

Pentru obținerea probelor necesare investigațiilor s-a simulat în laborator fluxul de fabricație a benzilor din oțel silicios cu grăunți orientați, plecînd de la bandă laminată la cald industrial.

Probele supuse investigațiilor au fost analizate optic și prin metoda difracției razelor X.

Rezultatele obținute

Investigațiile s-au efectuat pe oțel cu următoarea compoziție chimică (tab. 1):

Tabelul 1

Compoziția chimică a materialului analizat

Compoziția chimică, %							
C	Si	Mn	P	S	Al	As	Ti
0,031	0,37	0,10	0,008	0,025	0,004	0,012	—

În urma analizei metalografice a structurii benzii laminate la cald s-a observat că aceasta variază pe grosime, prezentînd patru aspecte caracteristice (fig. 1 *a*, *b*, *c*, *d*) : strat superficial—pe o adîncime de 0,05—0,1 mm grăunții sînt echiaxiali cu diametrul de 0,03—0,05 mm ;

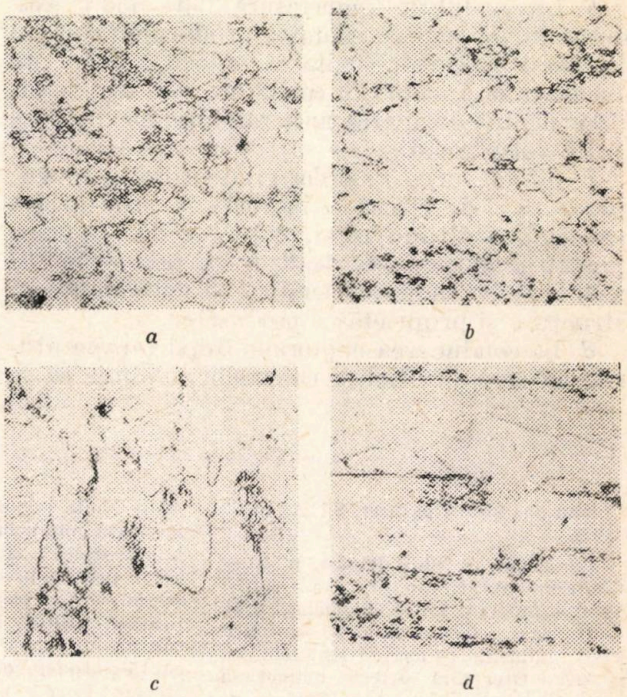


Fig. 1. Microstructura benzii laminate la cald, în planul de laminare, la diferite niveluri pe grosime

—între 0,15—0,35 mm (de la exteriorul benzii), grăunții sînt echiaxiali cu diametrul de 0,03—0,08 mm ; structura de trecere 0,4—0,5 mm (de la exteriorul benzii) ; structura caracteristică zonei centrale formată din grăunți poligonizați.

Observînd aceste aspecte structurale diferite ale benzii pe grosime, s-a căutat determinarea tipurilor de textură caracteristice lor.

Tipurile de textură caracteristice acestor structuri sînt prezentate în tabelul 2.

Textura a fost analizată pe figuri polare (110) luate prin metoda Schultz și după raportul intensităților integrale ale maximelor interferențiale pentru probele cercetate față de maximele probelor netexturate. Valorile cantitative ale componentelor de textură s-au obținut prin planimetrarea suprafețelor de sub curbele de variație ale intensităților integrale.

Tabelul 2

Componentele de textură specifice tipurilor de structuri analizate

Aspectul structural analizat	Componente de textură, %			
	(100)[110]	(112)[110]	(110)[100]	(111)[112]
a	textură slab exprimată			
b	—	—	60	—
c	—	1,4	20	—
d	19,2	4,9	—	33,09

Din analiza rezultatelor obţinute şi în concordanţă cu informaţiile din literatura de specialitate [3], [4] se observă că structura exterioară a benzii laminate la cald formată din grăunţi echiaxiali prezintă drept componentă preponderentă (110) [100], textură ce asigură germenii potenţiali ai texturii Goss finale.

Întrucît literatura de specialitate afirmă că structura cu grăunţi echiaxiali se întinde pe o grosime cît mai mare în banda laminată la cald, care va asigura după recoacerea de recristalizare secundară un grad de texturare maxim, cercetările s-au îndreptat spre stabilizarea unor tipuri de structuri favorabile unor niveluri cu proprietăţi magnetice superioare.

Pentru aceasta s-au utilizat, la obţinerea benzii cu grosime de 0,3 mm, trei tipuri de probe:

1. Probe cu grosime de 1,65 mm care au structură alcătuită numai din grăunţi poligonizaţi, caracteristici zonei centrale a benzii laminate la cald. Aceste probe s-au obţinut prin polizarea benzii pe ambele feţe.

2. Probe cu grosime de 1,65 mm, care au structură formată din zone cu grăunţi echiaxiali + zona cu grăunţi poligonizaţi. Probele s-au obţinut prin polizarea benzii numai pe una dintre feţe.

3. Probe cu grosime de 1,65 mm, care au structură formată numai din grăunţi echiaxiali, caracteristici zonei exterioare a benzii laminate la cald.

Aceste probe s-au obţinut prin laminarea benzii laminate la cald de la 2 mm la 1,65 mm, urmată de o recoacere de recristalizare la 850°C/7 minute.

Structura obţinută este prezentată în figura 2.

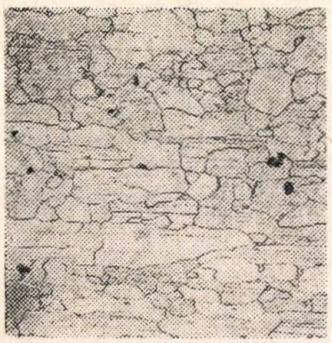


Fig. 2. Microstructura probei cu grosime de 1,65 mm, marcaj 3

Se observă că tabla este complet recristalizată pe toată grosimea.

Probele astfel pregătite au fost laminate la grosimea de 0,65 mm, după care au fost recoapte la 910°C/10 minute în atmosferă de argon. Aspectul microstructural al probelor analizate este prezentat în figura 3.

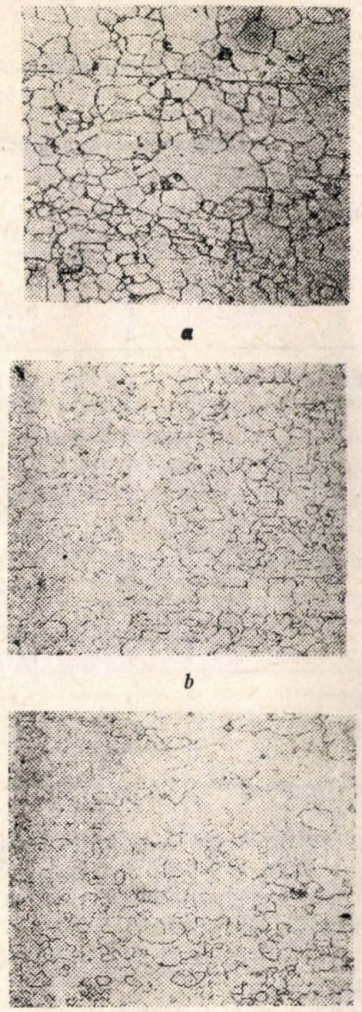


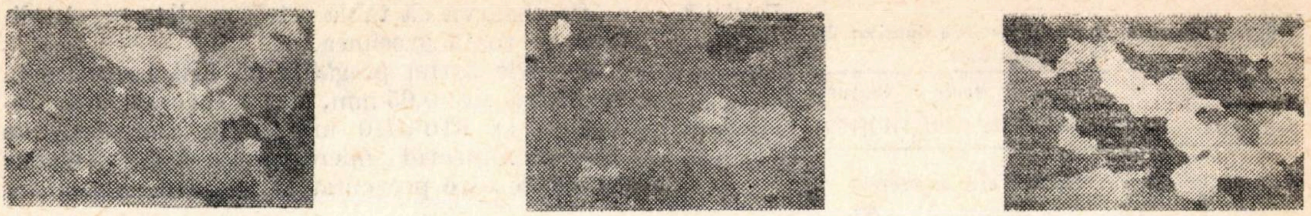
Fig. 3. Microstructura probelor cu marcaj 1, 2, 3, în stare recristalizat

Din figura 3 se observă că probele provenite din structuri poligonizate (aspect *1*) au prezentat o granulaţie neuniformă (20—70 μm) în comparaţie cu probele *2* şi *3*.

Probele astfel recristalizate au fost laminate la grosimea de 0,3 mm, după care au fost supuse recoacerii cu decarburare, apoi recoacerii de recristalizare secundară la temperatura de 1 180°C.

Probele supuse recoacerii de recristalizare secundară au fost atacate cu soluţie de HCl şi HF pentru a se evidenţia aspectul granulaţiei (fig. 4).

Din micrografiile prezentate (fig. 4), se observă că fluxul tehnologic simulat, precum şi



a *b* *c*

Fig. 4. Aspectul macrostructurii probelor cu marcaj 1, 2, 3, în stare finală

Tabelul 3

Componentele de textură ale probelor de tip 1, 2, 3, pe diferite faze tehnologice

Faza procesului tehnologic	Tipul probei analizate	Componentele texturii, %					
		(100)[110]	(112)[110]	(110)[100]	(111)[112]	(111)[011]	Alte texturi
Laminare la rece, 0,65 mm	*1*	64,5	22,6	—	2,7		
	2	37,6	39,8	7,1	7,7		
	3	11,4	49,2	5,6	8,9	2,6	
Recoacere de recristalizare	*1*	49,7	12,9	10,1	4,4	—	(100) [100]
	2	24,2	22,7	8,3	5,7	—	(120) [100]
	3	7,8	51,3	6,1	11,2		(120) [001]
Laminare la rece, 0,3 mm	*1*	13,2	12,4	—	52,7		
	2	22,5	3,8	—	47,2		
	3	20,5	—	—	43,4	2	
Recoacere cu decarburare	*1*	16,6	—	—	28,5	6,9	
	2	6,2	—	8,1	14,7		
		13,3	—	—	31,2		
	3	11	—	5,4	27,9		
Recoacere cu recristalizare secundară	*1*	—	—	79,6			
	2	—	—	81,4			
	3	—	—	88,7			

distribuția sulfurii de Mn în banda laminată la cald au fost corespunzătoare, întrucît se observă creșterea granulației pînă la 2—5 mm.

Determinările de textură s-au efectuat pe probe prelevate din toate fazele fluxului tehnologic simulat.

Rezultatele determinărilor de componente de textură sînt prezentate în tabelul 3.

Din datele prezentate în tabelul 3 rezultă următoarele:

1. Textura tuturor probelor studiate după prima laminare este caracterizată prin componentele majore (100) [110]; (111) [112] și (112) [110]. Cu toate acestea, raportul texturilor se deosebește într-o oarecare măsură:

— probele (*1*) comparativ cu (*3*) au exprimat mai clar componentele (100) [011] și mai slab (112) [110].

2. După recoacerea de recristalizare intermediară nu se observă modificări de principiu comparativ cu textura de deformare. Are loc numai o oarecare dispersie a componentelor de bază ale texturii, apărînd și orientări slabe (100) [001] și (120) [100] tipice pentru starea recristalizată.

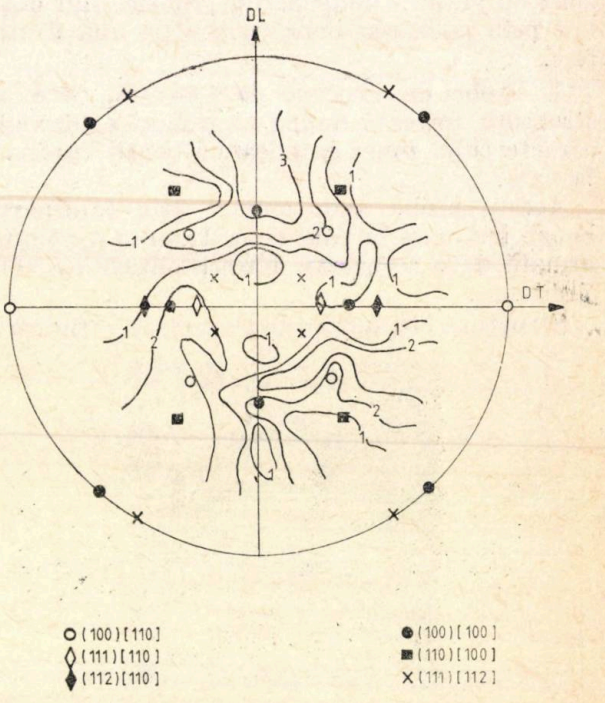


Fig. 5. Figura de poli 100 a probei în stare decarburată

De observat este faptul că în proba (*1*) componenta (110) [100] este mai puternic exprimată decît în proba (*3*).

3. După cea de-a doua laminare, textura de deformare a probelor (*3*) este mai dispersă, fapt care se reflectă prin păstrarea componentelor suplimentare de tipul (111) [110], observate în condițiile primei laminări și neobservate la probele (*1*) și (*2*).

4. Figurile de poli ale probelor (*1*), (*2*) și (*3*) după recoacerea cu decarburare sînt identice (fig. 5), textura din (*3*) este mai dispersată. În probele (*2*) cu 2 straturi structurale, modificările de textură sînt similare cu (*1*) și (*3*).

5. La recoacerea înaltă are loc stabilizarea matricei cu particule dispersate ale fazei inhibitoare care se dizolvă sau se coagulează în intervalul de temperaturi ale recoacerii înalte.

Cu toate că probele (*1*), (*2*) și (*3*) au fost prelucrate la fel, după recoacerea înaltă s-au obținut rezultate inegale. Acest fapt indică necesitatea omogenității structurale înainte de recoacerea înaltă.

Această inconstanță se explică prin faptul că în probele (*1*) și (*2*) s-au observat neomogenități structurale pe fazele tehnologice formîndu-se în condițiile recristalizării intermediare colonii de grăunți cu orientare apropiată, localizați în volumul foștilor grăunți mari, poligonizați, așa cum de altfel se menționează și în literatura de specialitate [1]. Aceste colonii au fost puse în evidență în matricea recristalizată a probelor (*1*) și (*2*), colonii cu orientare (110) [100] sau (120) [100].

Astfel matricea apare ca împărțită în zone, fiecare din ele fiind caracterizată printr-o monotextură determinată. Ca rezultat, la recoacerea înaltă, în concordanță cu teoria texturii de compromis, alegerea orientării grăuntelui în creștere se face atît pentru textura de tip Goss cît și pentru texturi diferite.

Acest fapt determină scăderea perfecțiunii texturii din banda finală.

Probele (*1*) cu structura inițială poligonizată cu grăunți mari din banda laminată la cald, chiar dacă au fost supuse unor cicluri repetate deformare — recoacere, nu au preîntîmpinat apariția microtexturilor diferite de cea de tip Goss.

Concluzii

Una din condițiile necesare dezvoltării recristalizării secundare cu formarea monotexturii perfecte este omogenitatea structurală de tip echiaxial și de textură a matricei după recristalizarea primară.

Ciclul dublu de deformare-recoacere a dus la creșterea gradului de uniformitate structurală și de textură.

Influența structurii inițiale s-a manifestat atît în dimensiunea grăunților cît și în formarea cinetică și volumul în care s-a dezvoltat recristalizarea secundară.

BIBLIOGRAFIE

[1] Detert, K. În : Arch. Eisenhüttenw., R.F.G., nr. 35, 1964, p. 75.

[2] May, I. E., Turnbull, D. În : Trans. Met. Soc. AIME, S.U.A., nr. 212, 1958, p. 769.

[3] Dunn, G. C., Walter, J. L. În : Trans. Met. Soc. AIME, S.U.A., nr. 218, 1960, p. 448.

[4] Titarov, D. B., Sokolov, B. K. : Fizika Metallov i Metallovedenie, U.R.S.S., vol. 32—34, 1971, p. 824, p. 1062.

Îmbunătățirea scoaterii la tabla de aspect pentru autoturisme

Ing. I. Ovesea, ing. L. Roman și ing. P. Oane
ICPPAM — Galați

CZ : 669.012.5 :669—41

Cercetările întreprinse în vederea îmbunătățirii scoaterii au avut în vedere următoarele aspecte : realizarea ritmică a producției de tablă și benzi marca „ZES" la nivelul solicitat de industria de autovehicule ; îmbunătățirea scoaterii calitative ; experimentări industriale pentru stabilirea tehnologiei de fabricație optime.

Deoarece principalele defecte găsite pe banda laminată la rece erau cojile și imprimările de țunder, cercetările s-au îndreptat asupra diminuării în special a apariției acestor defecte.

În prima fază, s-a analizat fluxul tehnologic, aducîndu-i-se unele îmbunătățiri, apoi s-a asistat fabricația a 87 șarje, pe tot fluxul de fabricație, controlînd și înregistrînd, pentru fiecare fază de proces, principalii factori cu influență asupra calității tablei.

Pe durata desfășurării activității, colectivul de cercetare a realizat circa 40 de variante experimentale, insistînd asupra fazelor „cheie" în fabricația tablei marca „ZES" : elaborarea și turnarea oțelului, curățarea sleburilor, încălzirea-laminarea sleburilor, decaparea-laminarea la rece.

Dintre cele aproximativ 40 de variante experimentale efectuate, cele ce au prezentat rezultate concludente au fost :

— la operațiile de elaborare și turnare a oțelului : barbotarea în oală prin dop poros, dezoxidarea în oală cu SiCa, dezoxidarea în oală cu Al, dezoxidarea în lingotieră cu Al, turnarea directă în lingotiere acoperite cu deșeuri de teflon și cu protecția jetului, turnarea continuă cu distribuitor bazic cu pereți despărțitori și cu protecția jetului, turnarea continuă cu tragerea zgurei din cristalizator ;

— la operațiile de încălzire — laminare lingou — sleb : temperatura de egalizare în cuptorul adînc de 1 380°C, dublă răsturnare după trecerea a V-a, laminarea cu cilindri cu tăblie lisă, laminarea lingourilor din aceeași șarjă la diferite grosimi de sleb ;

— la operația de curățare a suprafeței slebului : flamarea dublă la cald cu răsturnarea slebului, polizarea ambelor fețe, flamare simplă și dublă la rece ;

— la operațiile de încălzirea—laminarea sleburilor în benzi laminate la cald : încărcarea sleburilor din aceeași șarjă în cuptoare diferite aplicînd regimuri termice diferite, refulare cu 50—60 mm în caja verticală V_0, laminare de finisare din „prize" de grosimi diferite.

După cum se vede, multitudinea variantelor experimentale se referă în special la faza de elaborare-turnare, în laminoare procesul tehnologic fiind mult mai bine stabilizat.

Pe lîngă analiza evoluției scoaterii în funcție de varianta experimentală, a fost efectuată o analiză statistico-matematică pe 118 lingouri care au prezentat, în principal, defectele „coji" și „imprimări de țunder".

Rezultatele experimentărilor și analizei statistico-matematice au impus modificări importante ale tehnologiei de fabricație.

În urma interpretării rezultatelor au reieșit următoarele concluzii privind :

Apariția defectului „coji"

Gradul de frecvență al apariției acestui defect este în mod cert influențat de conținutul de oxizi de Al prezenți în structura internă a oțelului ; aceștia provin, în mod deosebit, din fenomenul de oxidare secundară a oțelului, începînd încă din faza de evacuare și sfîrșind odată cu turnarea acestuia. Analiza statistico-matematică confirmă necesitatea restrîngerii ecartului conținutului de Al între 0,025 și 0,05 % și creșterea gradului de asimilare a acestui element.

Apariția defectului „coji" este influențată de cantitatea de O_2 insuflată și, în mod deosebit, de cea insuflată suplimentar. Din acest motiv este indicat să nu se depășească cantitatea de 9500 Nm^3 de O_2 insuflat la o șarjă de 170 t, iar insuflarea suplimentară să se facă cel mult o dată, cu maximum 500 Nm^3, folosind un debit de minimum 400 Nm^3/min.

Limitarea conținutului de S și P la maximum 0,02 % este corectă.

Temperatura de turnare trebuie să aibă valorile 1 575 — 1 590°C la turnarea în lingouri și 1 585—1 600°C la turnarea continuă.

Condițiile de încălzire și laminare la slebing nu influențează direct apariția defectului „coji", dar pot accentua acest defect prin modul în care acestea influențează calitatea operației de flamare la cald. O flamare bună se poate realiza cînd temperatura de sfîrșit de laminare se ridică la peste 1 080°C, iar aceasta se obține ridicînd temperatura de egalizare în cuptoarele adînci la 1 380°C (în ultima oră de încălzire).

Grosimea mare a slebului favorizează apariția defectului, aceasta explicîndu-se prin aceea

că, dacă raportul suprafață/masă are valoare scăzută, volumul specific de metal cu defecte, îndepărtat prin flamare este mic.

Conținutul de Mn la sfîrșitul insuflării la valori de peste 0,3 conferă garanția că în baia metalică există un conținut redus de O_2, deci șarja va avea tendință redusă de a prezenta defectul „coji".

Apariția defectului „imprimări de țunder"

Între condițiile de încălzire în cuptoarele cu propulsie (timp și temperatură) și apariția defectului „imprimări de țunder" nu s-a constatat o corelație.

Banda laminată la rece provenită din slebu-rile cu grosime de 180—190 mm prezintă cantități reduse de „imprimări de țunder", și aceasta pentru că, în primele caje degrosisoare ale laminorului de benzi la cald, reducerile fiind de valoare scăzută, nu favorizează imprimarea țunderului în materialul de bază.

O influență importantă asupra apariției defectului are reducerea în caja verticală V_0 (refularea) a laminorului de benzi la cald, care, pentru a asigura o desțunderizare mecanică bună, trebuie să fie de minimum 50 mm. La aceeași reducere în caja de refulare, o desțunderizare mecanică superioară calitativ s-a obținut la sleburile cu lățime mică (1 100 — 1 150 mm).

În timpul campaniei, o cantitate mai mică de „imprimări de țunder" s-a observat pe banda provenită din sleburile încălzite în unul din cuptoarele cu propulsie, dovadă că reglajul termotehnic al cuptoarelor nu a fost făcut în mod unitar.

Defectul a apărut în cantități sensibil mai mici la șarjele la care conținuturile de S și P s-au situat la valori de 0,015 %.

Analiza statistico-matematică a arătat o influență puternică a temperaturii de sfîrșit de laminare sleb-bandă, în sensul că apariția defectului este mai accentuată odată cu creșterea temperaturii de laminare.

Luînd în considerare această observație teoretică, la o analiză atentă s-a observat că, într-adevăr o mare parte din țunderul rămas pe banda laminată la rece este țunder secundar, format după laminarea la cald, apariția lui fiind favorizată de temperatura de sfîrșit de laminare ridicată și de o răcire lentă a benzii în rulou. Această constatare nu se referă și la defectul manifestat sub formă de șiruri, care este țunder primar neîndepărtat datorită proastei funcționări a instalațiilor de desțunderizare hidraulică.

Analizînd statistico-matematic cauzele apariției celor două defecte menționate, par interesante ecuațiile de regresie multiplă stabilite între cantitatea de defect și diverși parametri tehnologici :

a) Influența compoziției chimice a oțelului asupra apariției defectului „coji" :

$$(\%\text{ coji}) = 36{,}32 - 197{,}73\,(\%\text{ C}) - 29{,}31(\%\text{ Si}) - 90{,}54\,(\%\text{ Mn}) + 115{,}17\,(\%\text{ S}) - 491{,}87\,(\%\text{ P}) + 451{,}11\,(\%\text{ Al}),$$

unde : (% C) este conținutul de C în oțel;

(% Si) — conținutul de Si în oțel etc.; coeficient de corelație 0,583.

Se observă influența conținutului de Al.

b) Influența condițiilor de încălzire și laminare asupra accentuării apariției defectului „coji" :

$$(\%\text{ coji}) = -100{,}75 - 0{,}031\,(t_{inc.CA}) - 0{,}015\,(t_{lg}) + 0{,}077\,(t_{eg.CA}) + 0{,}033\,(t_{sf.l}) + 0{,}0749\,(H_{sleb}),$$

unde :

$t_{inc.CA}$ este temperatura cuptorului adînc la încărcare;
t_{lg} — temperatura lingoului la încărcare;
$t_{eg.CA}$ — temperatura de egalizare în cuptorul adînc;
$t_{sf.l}$ — temperatura de sfîrșit de laminare;
H_{sleb} — grosimea slebului;

coeficient de corelație 0,558.

Se observă influența temperaturii de egalizare în cuptorul adînc și a grosimii slebului.

c) Influența condițiilor de încălzire și laminare la LBC asupra apariției defectului „imprimări de țunder" :

$$(\%\text{ țunder}) = -127{,}79 - 0{,}0162\,(t_{inc.CP}) - 0{,}0342\,(T_{D5}) - 0{,}2261\,(T_{F6}) - 0{,}3193\,(\Delta b) - 0{,}0379\,(\%\text{ oxid } D_0) + 1{,}455\,(N_{CP}),$$

unde : $t_{inc.CP}$ reprezintă temperatura de încălzire în cuptorul cu propulsie;

T_{D5} — temperatura semilaminatului după caja degrosisoare nr. 5;

T_{F6} — temperatura de sfîrșit de laminare (după caja finisoare nr. 6);

Δb — reducerea în caja V_0 (refularea);

% oxid D_0 — suprafața acoperită cu oxid după trecerea prin caja D_0;

N_{CP} — numărul cuptorului cu propulsie în care s-a făcut încălzirea;

coeficient de corelație 0,583.

Se observă influența temperaturii de sfîrșit de laminare și a mărimii refulării în caja V_0.

Scoaterea de metal

În urma realizării principalelor obiective din programul de lucru și de experimentări și prin măsurile operative aplicate, la sfîrșitul campaniei de acțiune scoaterea calitativă a crescut cu 12 % pe întreg fluxul și cu 33 % în faza bandă

laminată la cald – bandă laminată la rece ajustată.

De remarcat este faptul că, în această perioadă, s-a livrat beneficiarului întreaga cantitate solicitată și toată sub formă de rulou.

Cele mai bune realizări privind scoaterea calitativă totală s-au obținut pe sleburi turnate continuu cu distribuitor bazic compartimentat și jet corect protejat.

În urma aplicării noilor măsuri, s-a stabilit un nou flux tehnologic, îmbunătățit față de cel clasic, așa cum se poate vedea din figurile 1, *a* și *b*.

Analiza balanțelor de metal pe fiecare șarjă și pe grupe de șarje sau fracțiuni de șarje cu același experiment a arătat că :

a) turnarea continuă a oțelului calmat cu Al, pentru ambutisare adîncă, este mult mai eficientă decît turnarea în lingouri, cu condiția protejării jetului. Utilizarea distribuitoarelor bazice în paralel cu cea a oalelor cu căptușeală bazică, practicarea compartimentelor pentru

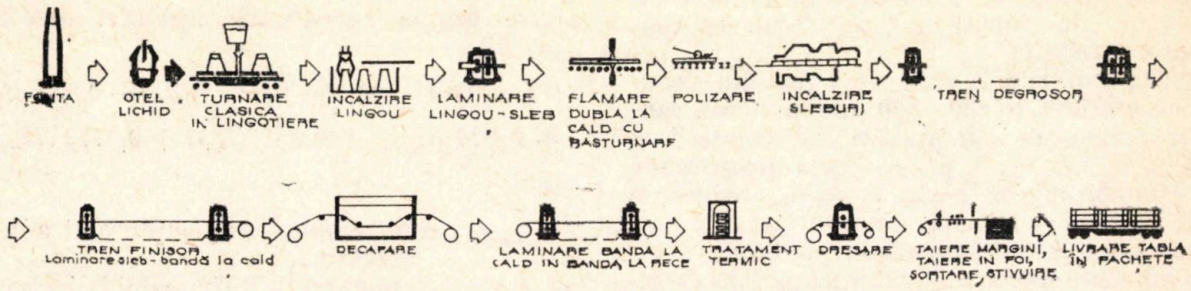


Fig. 1, *a*

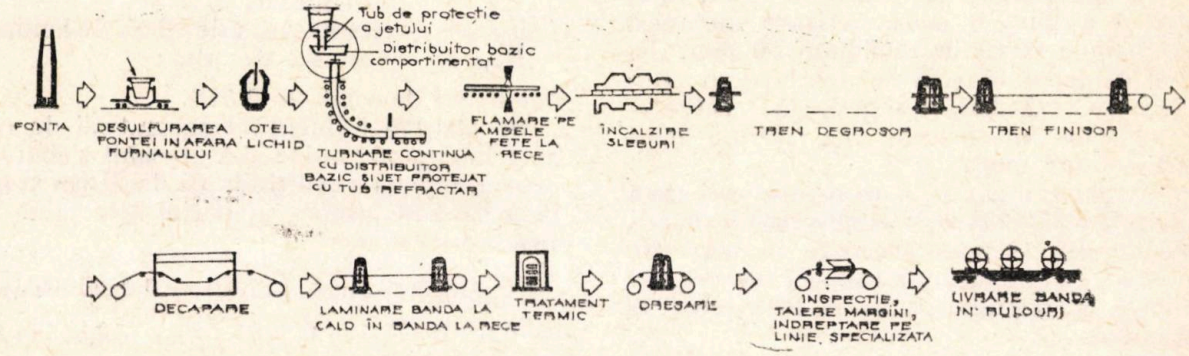


Fig. 1, *b*

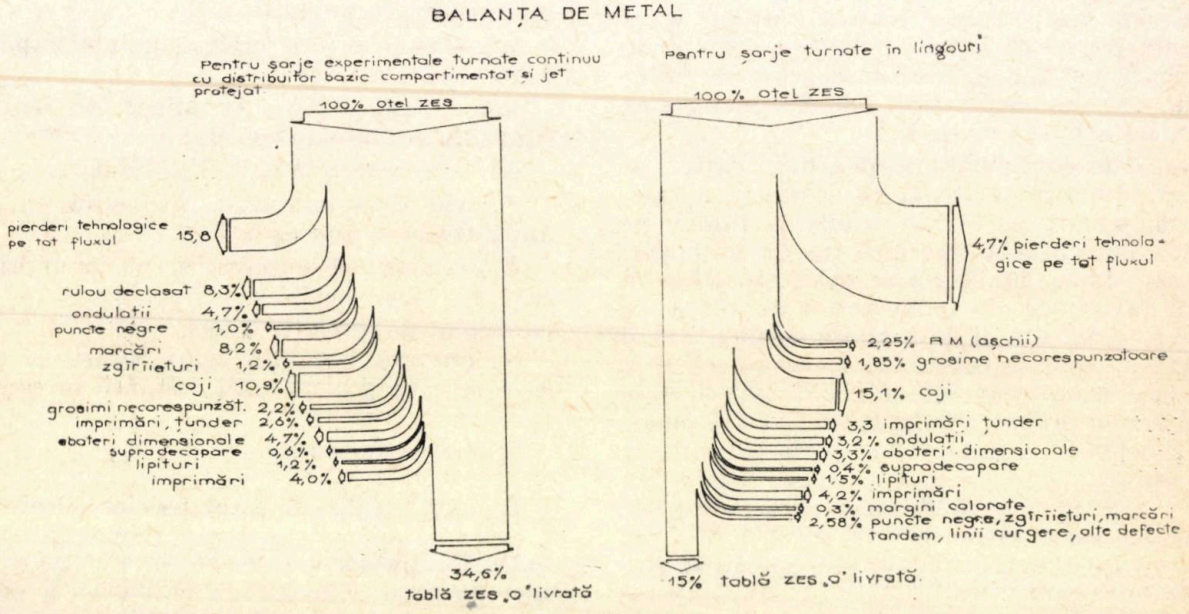


Fig. 2

separarea zgurei în distribuitor, utilizarea unor prafuri izolatoare de bună calitate vor conferi procesului de turnare continuă performanţe ce nu vor putea fi egalate de turnarea în lingouri (fig. 2);

b) îmbunătăţirile aduse procesului de elaborare şi turnare, întărirea controlului tehnologic în oţelării şi execuţia atentă a fiecărei operaţii au dus la reducerea substanţială a frecvenţei apariţiei defectului „coji".

Cu toate acestea, defectul „coji" a continuat să aibă cea mai mare pondere şi la sfîrşitul acţiunii. Aceasta se explică prin faptul că, din cele 87 de şarje elaborate, 73 de şarje au fost turnate în lingouri fără a proteja jetul;

c) deşi apariţia defectului „imprimări de ţunder" a fost redusă cu 55%, ea se manifestă încă la o valoare ridicată, care nu va putea fi coborîtă decît în urma îmbunătăţirilor preconizate pentru instalaţia de răcire dirijată a benzii laminate la cald;

d) în perioada de analiză s-a manifestat, destul de accentuat, prezenţa defectelor de formă la banda laminată la rece, motiv ce a impus măsuri pentru îmbunătăţirea profilului benzii (uniformizarea temperaturii slebului la ieşirea din cuptor, modificarea schemei de rectificare a cilindrilor de lucru pentru trenul finisor, modificarea valorilor acceleraţiilor trenului finisor etc.);

e) în secţia de benzi la rece pierderi importante se mai produc prin: „lipituri" produse la tratamentul termic — 1,5%; „imprimări" provocate la laminorul tandem, la caja de dresare şi pe instalaţia de ajustare — 6,6%; „puncte negre" ce apar la decapare — 2,2%; „linii de curgere" ca urmare şi a dresării necorespunzătoare — 0,6%, asupra reducerii cărora urmează să se acţioneze.

Cercetările s-au încheiat cu acţiunea de definitivare a tehnologiei de fabricaţie pe întregul flux (atît pentru varianta cu turnare în lingouri, cît şi pentru varianta cu turnare continuă) şi a tehnologiilor de control pentru fiecare fază de proces, care au făcut să crească scoaterea calitativă la oţelul marca „ZES", obţinîndu-se valori comparabile cu cele atinse pe plan mondial.

Deformarea materialelor metalice cu energii neconvenționale. Stadiul actual și perspective

Dr. ing. N. Atanasiu
Institutul politehnic—București

CZ : 539.374

Tendințele și ritmurile actuale de dezvoltare economică solicită un volum tot mai mare de materii prime, materiale și energie, concomitent cu scăderea puternică a resurselor pe plan mondial. De aceea, folosirea rațională a materialelor și resurselor energetice capătă o deosebită importanță. În acest scop, oamenii de știință din numeroase țări desfășoară ample cercetări pentru introducerea în circuitul economic a unor surse energetice mai ieftine și pentru dezvoltarea unor procedee tehnologice care să contribuie la economia de materiale. În acest cadru se înscriu procedeele de prelucrare prin deformare plastică cum sînt : deformarea prin explozie, deformarea electromagnetică, procedeele combinate de deformare cu ultrasunete și cu ajutorul curentului electric de înaltă densitate.

În legătură cu aceste procedee au apărut numeroase articole în publicațiile de specialitate în care s-au exprimat păreri diferite, de aceea în lucrarea de față se face o sinteză atît asupra unor aspecte teoretice esențiale cît și asupra aplicațiilor industriale ale deformării plastice cu energii neconvenționale.

Deformarea prin explozie

Acest procedeu de deformare folosește diferiți explozivi ca sursa energetică, eficientă și ieftină în prelucrarea materialelor metalice pentru obținerea unei game largi de piese și subansambluri cu diverse destinații : construcția de automobile, tractoare și camioane, construcții aeronautice și spațiale, industria chimică și altele.

În comparație cu deformarea la cald pe mașini-unelte de presare, procedeu considerat a fi cel mai economic, deformarea prin explozie prezintă o serie de avantaje cum sînt : folosirea explozivilor ca sursă ieftină de energie, reducerea consumului specific de materiale, economie de energie prin eliminarea operației de încălzire a materialelor supuse prelucrării ; costul relativ scăzut al instalației [1], [2], [3].

În aplicarea procedeului de deformare prin explozie este necesar a se lua în considerare următorii parametri principali : presiunea de deformare P, viteza de transfer v, impulsul I, energia W_u, eficiența energetică η și mediul de transfer al energiei [4], [5], [6].

Presiunea de deformare P, care reprezintă presiunea undei de impact asupra materialului, poate fi descrisă în funcție de distanța material — exploziv (încărcătura) cu expresia :

$$P = K\left(\frac{d}{g^{1/3}}\right)^n \qquad (1)$$

în care :

K este un coeficient de presiune ($K = 5{,}6-13{,}95$) ;

d — distanța material — încărcătură, m ;

g — masa încărcăturii, kg $\left(0{,}1 \leqslant \frac{d}{g^{1/3}} \leqslant 0{,}8\right)$;

n — exponentul de presiune ($n = 0{,}68 - 1{,}45$).

Datele experimentale evidențiază faptul că presiunea de deformare este influențată într-o măsură însemnată de natura mediului de transfer. Astfel, în figura 1 se prezintă dependența presiunii P de densitatea mediului de transfer constituit din : granule de plumb, nisip, zgură, granule de poliuretan și pilitură de fier. Se

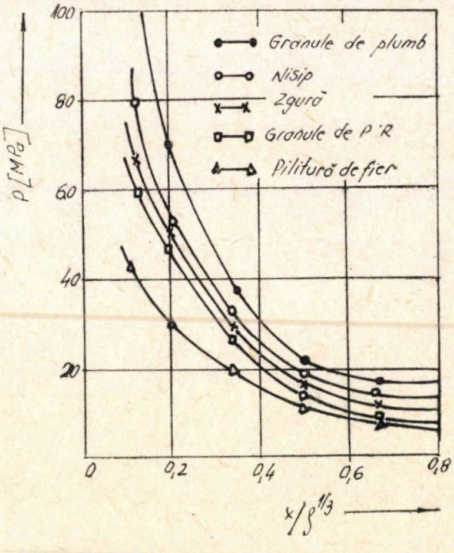


Fig. 1. Dependența presiunii de deformare P de densitatea mediului de transfer al energiei

observă că influența mărimii granulelor este relativ scăzută, în schimb prin creșterea umidității peste 15 % din volum rezultă o sporire importantă a presiunii de deformare.

În figura 2 se prezintă acțiunea mediului amorf de transfer în comparație cu apa. Astfel, în domeniul $d/g^{1/3} = 0{,}1 - 0{,}8$ în cazul mediului amorf,

viteza de transfer $v_t = 35-1255$ ms^{-1}, în timp ce în apă $v_t = 1\,500 - 2\,360$ ms^{-1} și în aer $v_t = 2\,000-3\,400$ ms^{-1}. Datorită vitezei de transfer relativ scăzute în mediu amorf, riscul de depășire a vitezei critice este foarte mic.

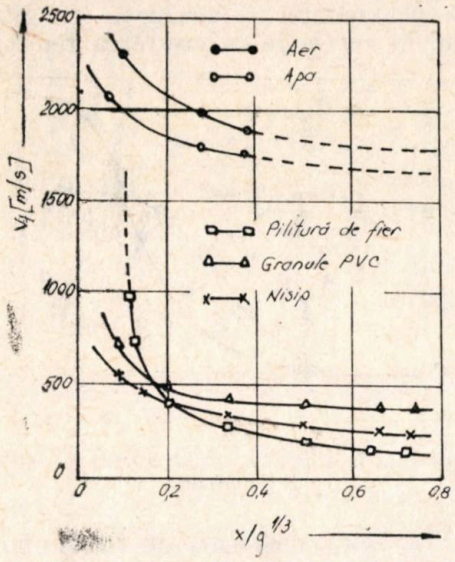


Fig. 2. Influența densității mediului de transfer asupra vitezei de transfer

Eficiența energetică a procedeului η se prezintă ca raportul dintre energia de deformare W_u și energia totală a încărcăturii Q_t exprimată, de exemplu, prin căldură furnizată :

$$\eta = \frac{W_u}{Q_t} \cdot 100, \quad \% \qquad (2)$$

Proporția de energie care participă la deformarea materialului depinde de forma și dimensiunile produsului, distanța încărcătură-material și de natura mediului. Astfel, în cazul mediului amorf de transfer, energia folosită la deformare reprezintă 5—12% pentru o distanță specifică a încărcăturii, ceea ce constituie numai jumătate din energia furnizată cînd se folosește apa ca mediu de transfer.

Capacitatea mediului de transmitere a energiei este caracterizată de rata de atenuare α_η dată de expresia :

$$\alpha_\eta = \frac{\ln \eta_t - \ln K_\eta}{\ln d/g^{1/3}} \qquad (3)$$

în care : η_t reprezintă eficiența energetică totală ;

K_η — coeficient de eficiență energetică.

În cazul mediului amorf de transfer al energiei, rata de atenuare $\alpha_\eta = 0{,}2-0{,}7$ pentru o distanță specifică a încărcăturii $d/g^{1/3} = 0{,}1-0{,}8$.

În figura 3 se prezintă schematic modul de confecționare prin explozie a unei carcase pentru pompe. Ansamblul este constituit dintr-o matriță din două bucăți (*1,2*) din oțel turnat, în care se află materialul inițial, un tub (*3*) supus deformării, mediul de transfer al energiei, nisipul (*4*), sursa de energie, explozivul (*5*) și detonatorul (*6*). Matrița este prevăzută cu găuri (*7*) pentru evacuarea gazelor. În comparație cu procedeul turnării, deformarea prin explozie a acestei piese contribuie la reducerea consumului de material de pînă la 90%, reducerea duratei de confecționare de circa patru ori și eliminarea unor operații de prelucrare mecanică.

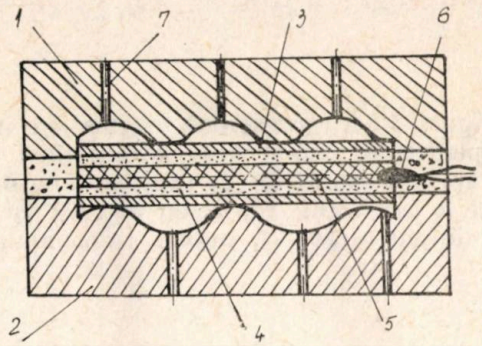


Fig. 3. Reprezentarea schematică a unei instalații pentru confecționarea prin explozie a unei carcase

Deformarea electromagnetică

Începînd cu anul 1960 s-au întreprins cercetări intense cu privire la bazele deformării electromagnetice și la aplicațiile sale industriale întrucît procedeul prezintă o serie de avantaje cum sînt : controlul riguros al energiei de deformare, aplicarea fără contact a presiunii de deformare, precizia ridicată a produselor confecționate, seturi reduse de matrițe și instalații de prelucrare puțin costisitoare [7], [8],[9], [10].

Deformarea electromagnetică se aplică la prelucrarea produselor tubulare din aluminiu și aliajele sale, din cupru și aliajele sale, din oțeluri pentru bordurare, gîtuire, expandare și alte operații.

Principalii parametri ai procedeului de deformare electromagnetică sînt :

— curentul inductorului :

$$i = i_0 \exp(-t/t_p) \sin \omega t \qquad (4)$$

— inducția magnetică :

$$B = B_0 \exp(-t/t_p) \sin \omega t \qquad (5)$$

— presiunea magnetică care se formează între bobină și piesă :

$$P_M = B_0^2/2\mu \exp(-2t/t_p) \sin^2 \omega t \qquad (6)$$

— eficienţa energetică a procedeului η, care se exprimă prin raportul dintre energia de deformare W_u şi energia înmagazinată în bateria de condensatoare W_L [11], [12], [13].

$$\eta = \frac{W_u}{W_L} \simeq 0{,}1\,;\; W_u = B^2/2\mu_0 A s_{ST}\,;\; W_L = CU^2/2 \tag{7}$$

În figura 4 s-a reprezentat schematic o instalaţie pentru expandarea capătului unei ţevi, care cuprinde : matriţa (*1*) prevăzută cu o deschidere a unghiului egală cu 30°, 60° şi 90°, inelul de susţinere (*2*), bobina solenoidală (*3*)

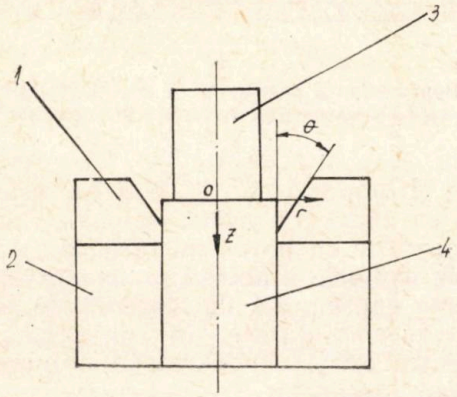


Fig. 4. Reprezentarea schematică a unei instalaţii pentru deformare electromagnetică

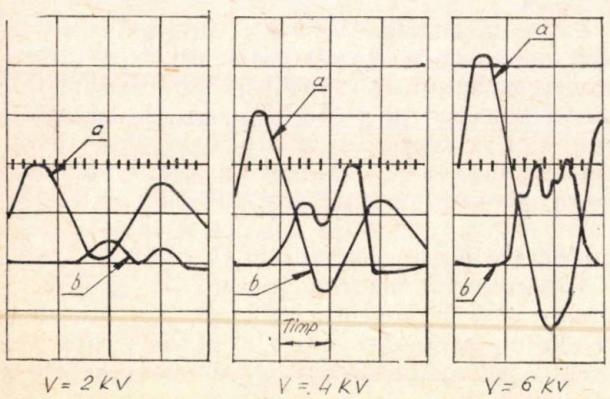


Fig. 5. Oscilograma curentului şi a sarcinii axiale : *a* — curent 4,6 KA/div ; *b* — sarcina ; 2,5 KN/div ; t = 0,8 mm şi l = 10 mm

din sîrmă de cupru Ø = 2 mm, cu diametrul de 43 mm şi lungimea de 100 mm şi piesa de prelucrat (*4*). Caracteristicile constructive ale instalaţiei sînt : capacitatea 100 μF, inductanţa 1,2 μH şi rezistenţa 17,7 mΩ, iar ale bobinei : rezistenţa 22,3 mΩ şi inductanţa 17,6 μH.

În figura 5 se prezintă oscilograma curentului electric şi a componentei axiale a sarcinii de deformare. Se observă că tubul care primeşte periodic sarcina axială este uşor deplasat în afară la V = 2 kV, iar la tensiuni mai mari, curentul după a doua jumătate a sinusoidei nu mai are nici un efect asupra sarcinii axiale datorită deplasării mari provocate de prima jumătate a sinusoidei [14].

Influenţa tensiunii curentului asupra sarcinii maxime de deformare P_{max} se prezintă în figura 6. Se observă că sarcina axială creşte pînă la o tensiune determinată de grosimea peretelui în corelaţie cu creşterea tensiunii de

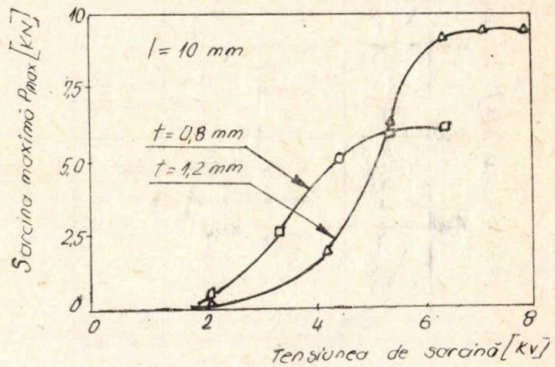


Fig. 6. Influenţa tensiunii curentului asupra sarcinii maxime de deformare

sarcină. La valori mai mari ale tensiunii curentului, sarcina rămîne constantă iar peretele capătului tubului este inversat. Sarcina maximă la t = 0,8 mm este mai mare decît la t = 1,2 mm în cazul tensiunii $V \leqslant 5$ kV întrucît pereţii cu grosimi mai mari prezintă o rezistivitate mai ridicată la expandare. Ca urmare, tubul cu t = 1,2 mm are unghiul de formare mai mic şi componentele sarcinii axiale mai reduse.

Pentru obţinerea unei precizii ridicate a produselor deformate cu energia electromagnetică se indică folosirea matriţelor. Astfel, în figura 7 se prezintă distribuţia deformaţiei în secţiune la expandarea unei ţevi în matriţe. Se ob-

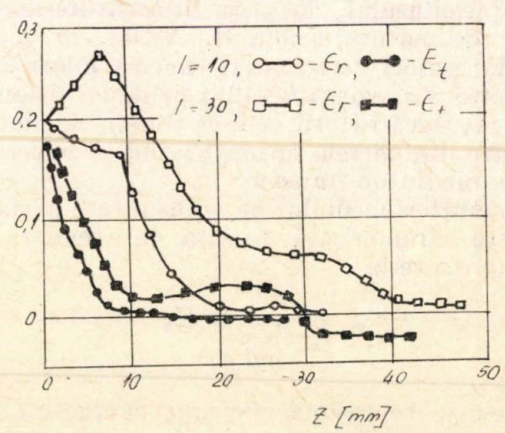


Fig. 7. Distribuţia deformaţiei în secţiunea piesei în funcţie de Z

servă că toate curbele prezintă aceeaşi alură indiferent de profilul expandat. Pe distanţa 0—5 mm se produce o cădere importantă a deformaţiei datorită coliziunii tubului cu

pereţii matriţei, după care urmează o cădere neînsemnată. De asemenea, o cădere pronunţată se produce în apropierea lui $Z=15$, apoi deformaţia creşte la capătul tubului şi la o distanţă apropiată de $Z=1$. Acest lucru este determinat de creşterea vitezei de expandare.

Deformarea cu ultrasunete

Aplicarea ultrasunetelor la scule şi/sau materialul metalic în timpul prelucrării prin deformare plastică contribuie la: economia forţei de deformare, creşterea gradului de deformare, îmbunătăţirea calităţii produselor şi durabilitatea sporită în funcţionare a sculelor [15], [16].

Aceste influenţe ale ultrasunetelor s-au atribuit „*efectului de volum*" care determină scăderea limitei de curgere, creşterea deformaţiei la rupere şi diminuarea procesului de ecruisare precum şi a „*efectului de suprafaţă*" care influenţează frecarea de contact la interfaţa sculemetal.

Pentru descrierea efectului ultrasunetelor asupra limitei de curgere se foloseşte o funcţie exponenţială [17]:

$$\sigma_y(I) = \sigma_{y0} \exp\ [a(I_0 - I)]$$

în care:

$\sigma_y(I)$ este tensiunea de curgere sub efectul ultrasunetelor;

σ_{y0} — tensiunea de curgere în regim static;

a — constanta de material care poate avea valori între 0,0206 şi 0,089;

I — intensitatea ultrasunetelor.

În determinarea intensităţii ultrasunetelor se consideră că distribuţia amplitudinii de vibraţie a unei epruvete este dată de expresia:

$$U_0(X) = A_m \cos KX \qquad (9)$$

unde: A_m este amplitudinea de vibraţie la $X = 0$;

K — număr de undă ($K = \omega/c = 2\pi/\lambda$; ω — frecvenţa unghiulară, adică pulsaţia sistemului; c — viteza de propagare a undelor longitudinale; λ — lungimea de undă a ultrasunetelor).

Amplitudinea tensiunii dinamice $\hat{\sigma}_{us}(X)$ în aceeaşi porţiune a epruvetei este dată de expresia:

$$\hat{\sigma}_{us}(X) = KE\,A_m \sin KX \qquad (10)$$

unde E este modulul de elasticitate longitudinal.

Deci amplitudinea tensiunii dinamice maxime $\hat{\sigma}_{usmax}$ va fi:

$$\hat{\sigma}_{usmax} = KEA \text{ pentru } |X| = \lambda/4 \qquad (11)$$

Pentru calculul densităţii de energie acustică E_a din materialul supus deformării plastice se foloseşte expresia:

$$E_a = \frac{1}{2}\,\rho\,\omega^2 A^2 \qquad (12)$$

în care ρ este densitatea materialului.

Dependenţa amplitudinii de vibraţie longitudinală de intensitatea ultrasunetelor se prezintă cu expresia:

$$A_m = \frac{1}{\omega}\sqrt{\frac{2I}{\rho C}} \qquad (13)$$

În figura 8 se prezintă diagrama tensiune — deformaţie în cazul aluminiului. Se observă că, prin creşterea densităţii de energie acustică, se produce o reducere substanţială a limitei de curgere comparabilă cu efectul energiei termice.

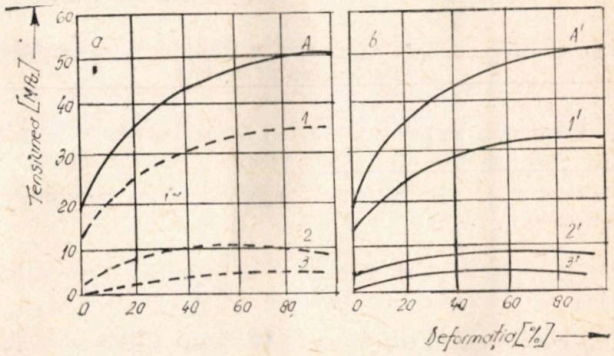


Fig. 8. Diagrama tensiune-deformaţie în cazul aluminiului cu şi fără aplicarea ultrasunetelor

În cazul aplicării ultrasunetelor, pentru reducerea tensiunii aproape de zero este necesară o energie ultrasonică de 10^{15} eV/cm², în timp ce cantitatea de energie termică, pentru aceeaşi reducere a tensiunii, este de 10^{22} eV/cm³. Acest lucru se explică prin faptul că energia termică este absorbită uniform de toţi atomii reţelei cristaline, în timp ce energia acustică este absorbită numai de atomii dislocaţiilor sau limitelor grăunţilor care participă în procesul deformaţiei plastice.

Efectul de suprafaţă determinat de ultrasunete se realizează printr-o serie de mecanisme cum sînt: separarea suprafeţelor, inversarea direcţiei de mişcare a sculei, încălzirea microsudurilor, pomparea lubrifiantului şi curăţarea suprafeţei de contact [18], [19], [20], [21].

În figura 9 se prezintă schematic influenţa ultrasunetelor asupra frecării de contact. Se

observă că pentru obținerea efectului acțiunii pozitive a forțelor de frecare la interfața sculemetal este necesar ca viteza de vibrație a sculei să fie mai mare decît viteza de deplasare a metalului ($V_k > V_t$) la înaintarea lor concomitentă pe direcția de deplasare a sculei.

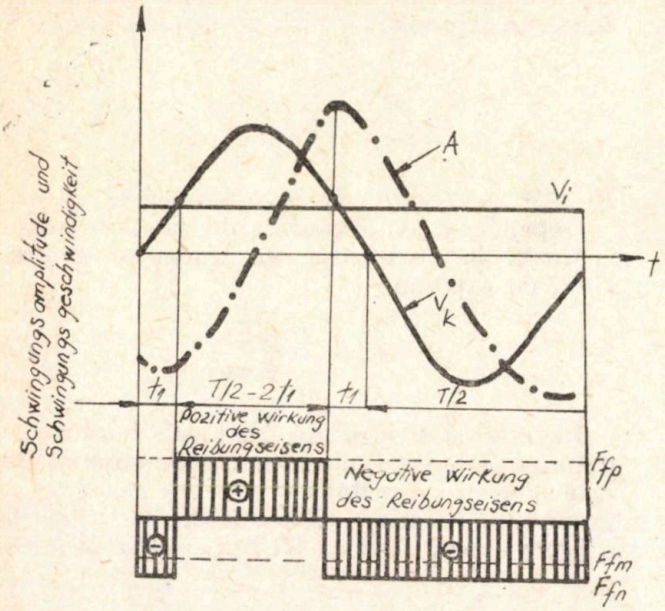


Fig. 9. Reprezentarea schematică a efectului ultrasunetelor asupra frecării de contact

Pentru a exprima gradul de reducere a forței de frecare pe întreaga suprafață de contact scule-metal se folosește coeficientul n dat de expresia :

$$n = \frac{\pi \omega A}{v_f \cos \alpha} \frac{1}{\lambda + 1} \qquad (14)$$

iar coeficientul de frecare în cîmp ultrasonic μ_u este dat de expresia :

$$\mu_u = \mu (1 - n) \qquad (15)$$

în care μ este coeficientul de frecare fără ultrasunete.

Dintre efectele energiei de vibrație asupra comportării la deformare plastică, cel mai intens

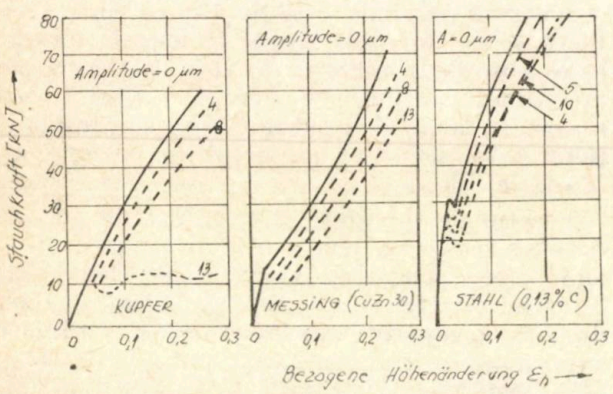


Fig. 10. Influența ultrasunetelor asupra forjării pieselor din diferite materiale metalice

cercetat este efectul de reducere a tensiunii statice pentru determinarea eficienței folosirii vibrațiilor mecanice în diferitele procedee de prelucrare prin deformare plastică a metalelor și aliajelor. Astfel, au fost investigate procedeele de prelucrare prin forjare, ambutisare, laminare, extruziune, ștanțare, trefilare și tragere a barelor și a țevilor.

În figura 10 sînt ilustrate rezultatele obținute la forjare cu folosirea vibrațiilor mecanice în cazul refulării cuprului, alamei și oțelului. Se observă că, în cazul cuprului, are loc o scădere puternică a forței de refulare și creștere a temperaturii la cca 300 °C, la amplitudini de vibrație de peste 10 µm. La alamă și oțel efectul vibrațiilor mecanice a fost mai puțin pronunțat [22], [23].

În cazul ambutisării tablelor cu utilizarea vibrațiilor mecanice se pot obține importante reduceri ale forțelor de deformare prin realizarea corectă a transmiterii vibrațiilor de la sursa de

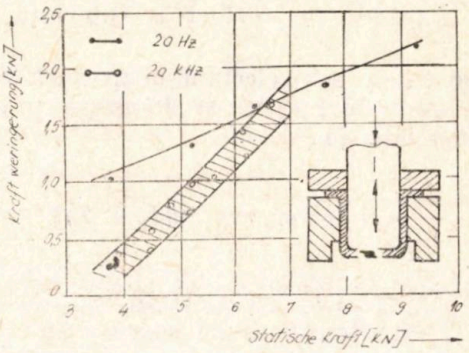


Fig. 11. Efectul vibrațiilor mecanice asupra reducerii forței statice la ambutisare

vibrații la scule. În figura 11 se observă că la frecvența de 20 kHz efectul vibrațiilor mecanice asupra reducerii sarcinii statice este mult mai însemnat decît la o frecvență joasă de numai 20 Hz.

În final se pot menționa următoarele :

a) Rezultatele experimentale obținute pe diferite materiale ilustrează faptul că ultrasunetele influențează rezistența la deformarea și frecarea de contact. Efectul maxim al ultrasunetelor se realizează pe materiale metalice cu deformabilitate scăzută și îndeosebi în cazul procedeelor de extruziune, trefilare, forjare.

b) Parametrii tehnologici cum sînt forța de deformare, viteza de deformare, reducerea de secțiuni, precum și parametrii acustici cum sînt amplitudinea, densitatea de energie acustică și frecvența se corelează pentru fiecare procedeu și material în parte.

c) La aplicarea ultrasunetelor în procedeele de deformare trebuie să se asigure o direcție favorabilă de propagare a vibrațiilor și a liniilor de curgere pentru obținerea eficienței procedeului.

Deformarea cu utilizarea curentului electric

Introducerea curentului electric de înaltă densitate în materialele metalice supuse deformării determină creșterea difuziei, generarea și deplasarea vacanțelor și dislocațiilor, transferul de masă și, în consecință, intensificarea proceselor deformării plastice [24], [25], [26].

Pentru a descrie efectul curentului electric de înaltă densitate asupra plasticității metalelor se folosește expresia :

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 + \alpha j + \beta j^2 \qquad (16)$$

în care : $\dot{\varepsilon}$ și $\dot{\varepsilon}_0$ reprezintă viteza de deformare cu și respectiv fără curent electric; α și β — coeficienți cinetici; j — densitatea curentului electric.

Termenii αj și βj descriu acțiunea curentului electric asupra deformării plastice a metalelor. Astfel, termenul αj indică faptul că electronii conductivi transportă dislocațiile, însă contribuția acestui mecanism în procesul deformării este neînsemnată. De aceea, se consideră că o influență majoră a curentului electric asupra deformării plastice a metalelor este descrisă cu termenul βj^2. Acțiunea curentului electric asupra deformării constă în formarea unui cîmp termic variabil în focarul deformației care favorizează deformarea plastică a metalelor.

Efectul electroplastic este rezultatul forțelor de interacțiune dintre conductorii electrici și proba supusă încercării prin care trece curentul electric, de aceea prezintă importanță realiza-

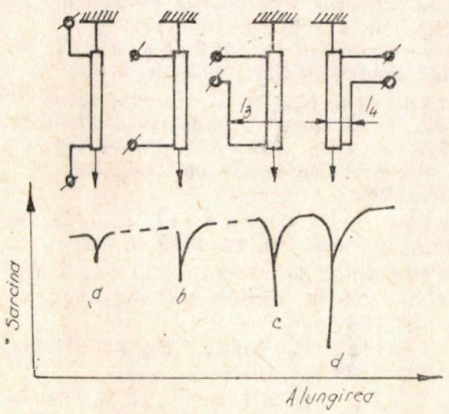


Fig. 12. Influența poziției conductorului electric asupra reducerii sarcinii

rea unui montaj corect. Astfel, în figura 12, s-au prezentat diferite dispoziții ale conductorului electric și efectul acestora asupra reducerii sarcinii. În figura 13 este ilustrat efectul cîmpului magnetic extern asupra scăderii sarcinii. În experimentările efectuate s-au folosit impulsuri de curent de $6 \cdot 10^2$—$5 \cdot 10^3$ A/mm² timp de 50—100 μs, în cazul epruvetelor executate din cupru, titan, aliaje de wolfram și molibden [27], [28]. Efectul curentului electric se manifestă atît în volumul metalului deformat cît și la interfața metal-scule de deformare. Densitatea de curent electric în focarul de deformație atinge valori de 10^2—10^4 A/mm², iar temperatura medie a materialului se ridică, de exemplu, în cazul molib-

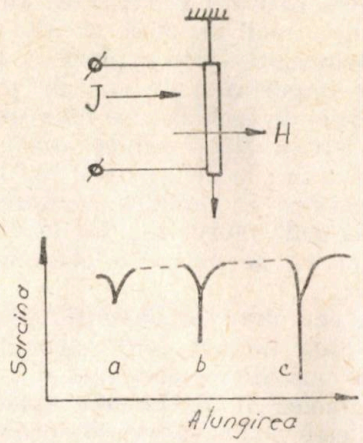


Fig. 13. Efectul cîmpului magnetic extern asupra scăderii sarcinii aplicate

denului și wolframului numai la 500—600 K. Totuși, aceste metale se deformează bine ca și cum ar fi încălzite la temperaturi mai ridicate.

Experimentările efectuate și asupra altor metale și aliaje cu deformabilitate scăzută cum sînt aliajele de titan, crom, magneziu, aluminiu și oțeluri au ilustrat o plasticitate ridicată în condițiile unui curent electric de înaltă densitate.

Efectul curentului electric la interfața scule de deformare-metal constă în încălzirea microasperităților și deci o rapidă aplatizare, fapt care contribuie la scăderea puternică a coeficientului de frecare. În zonele în care se produce aplatizarea microasperităților, valoarea microdurității scade cu 10—20 % în comparație cu deformarea la rece obișnuită.

Principiile intensificării deformării plastice cu folosirea curentului electric se aplică la forjare, imprimare, laminare și altele.

Procedeul prezintă o serie de avantaje : economia de energie, creșterea productivității, îmbunătățirea calității produselor.

Concluzii

Procedeele de prelucrare prin deformare plastică prin explozie, electromagnetică, cu ultrasunete și cu ajutorul curentului electric de înaltă densitate se bazează în prezent, fiecare în parte, pe un fundament teoretic bine definit datorită unor cercetări intense desfășurate în numeroase laboratoare din diferite țări.

Experimentările efectuate pe o serie de materiale metalice, îndeosebi pe cele cu deformabili-

tate scăzută, în cazul diferitelor procedee de prelucrare cum ar fi forjarea, extruziunea, ambutisarea, laminarea, trefilarea și altele au ilustrat faptul că deformarea cu energii neconvenționale asigură avantaje economice importante comune și anume: reducerea forței de deformare, creșterea productivității muncii și îmbunătățirea calității produselor. În plus, fiecare procedeu mai prezintă și alte avantaje. Astfel, la deformarea prin explozie se realizează o economie importantă de energie prin eliminarea operației de încălzire, se folosește o sursă energetică ieftină și se reduce consumul specific de materiale; la deformarea cu ultrasunete și curent electric se produce creșterea temperaturii în focarul deformației, iar la deformarea electromagnetică se obține o precizie ridicată a produselor.

Folosirea energiilor neconvenționale în practica industrială pentru deformarea plastică a materialelor metalice constituie o importantă realizare tehnologică. Extinderea aplicării acestor energii este strîns legată de proiectarea și dezvoltarea unor echipamente și mașini sigure și eficiente. Așa de exemplu, la deformarea prin explozie este necesar să se asigure norme de tehnica securității muncii iar la ultrasunete montaje eficiente de transmitere a vibrațiilor de la sursă la metal și/sau scule.

BIBLIOGRAFIE

[1] Mellor, P.B., Parmier, A. *Plasticity Analysis of Sheet Metal Forming.* International Symposium on the Mechanics of Sheet Metal Forming. New York, General Motors Research Laboratories, 1977.

(2) Rinehart, J.S., Pearson, J.: *Explosive Working of Metals*, New York, Pergamon Press, 1963.

[3] Hertel, H., Ruppin, D., Rodenberg, G. *Hochgeschwindigkeits-Umformmaschinen* (System Hertel/Ruppin). Werkstattstechnik, 59, R.F.G., 1966, p. 565—568.

[4] Behera, T., Misra, S. *Forming Limit Criteria and Formability of Aluminium Sheet in Explosive Forming.* Tokyo, Advanced Technology of Plasticity, 1984, p. 381—383.

[5] Vinzes, K., Scholze, T. *Explosion Forming of Conveyor Pump Screws from Tues.* În: Bänder, Bleche, Rohre, R.F.G., nr. 6, 1983, p. 168—169.

[6] Steinicke, H., Urbanke, S.: *Explosive Forming Axle-housings.* În: Tooling and Production, S.U.A., 1982, nr. 11, p. 80—82.

[7] Bruno, E. J. *High-Velocity Forming of Metals.* Michigan, American Society of Tool and Manufacturing Engineers, 1968.

[8] Davies, R., Austin, E. R. *Developments in High Speed Metal Forming.* London, Machinery Publishing Co. Ltd., 1970.

[9] Duvall, G., *Response of Metals to High Velocity Deformation.* În: New York Interscience Publishers, S.U.A., 1960, p. 165—200.

[10] Müller, H. *Vorgänge beim elektrohydraulischen und elektromagnetischen Umformen von metallischen Werkstücken.* Berichte aus dem Institut für Umformtechnik În: Universität Stuttgart, R.F.G., nr. 11, 1969.

[11] Müller, H., *Elektrohydraulisches und elektromagnetisches Umformverfahren in der Fertigung.* În: Industrie-Anzeiger 92, R.F.G., 1970, p. 110—1103

[12] Bauer, D., *Aufweiten zylindrischer Werkstücke durch schnell-veränderliche magnetische Felder.* Teză de doctorat Hanovra, Editură Universitară, 1967.

[13] Dietz, H., Lippman, H. J., Schenk, JH., *Theorie des Magnetformverfahrens. Die Bewegung des Werkstückes.* În: ETZ — A, R,F,G. vol. 89, 1968, p. 273—278.

[14] Sano, T., Takahashi, M. și alții, *Impulsive Forming of Tube Ends by Electromagnetic Force.* În: Advanced Technology of Plasticity, Tokyo, 1984, p. 373—377.

[15] Blaha, F., Langenecjer, B. *Plastic Behaviour of Metalsunder Ultrasonics.* În: Zeitschrift für Metallkunde, R.F.G., 53, 1962, p. 361—370.

[16] Langenecker, B. *Effects of Ultrasound on Deformation Characteristics of Metals.* În: IEEE Trans. Sonics Ultrasonics, S.U.A., nr. 1, vol. SU—13, 1966.

[17] Atanasiu, N. și alții. *Influența energiei acustice asupra proprietăților de rezistență ale oțelului carbon prelucrat prin deformare plastică la rece.* În: Metalurgia-R.S.R., nr. 8, 1974, p. 522—525.

[18] Pohman, R., Lechfeldt, F., *Influence of Ultrasonic Vibration on Metallic Friction.* În: Ultrasonics, S.U.A., nr. 4, 1966, p. 178

[19] Atansiu, N., *Cercetări privind influența ultrasunetelor asupra frecării de contact la deformarea plastică.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 2, 1976, p. 67—69.

[20] Hancsson, I., Thölen, A., *Plasticity due to Superimposed Macrosonic and Static Strains.* În: Ultrasonics, S.U.A., nr. 3, 1978, p. 57—60.

[21] Atanasiu, N., *The Wire Drawing Process with Axial Ultrasonic Vibration of the Die.* În: Ultrasonics, S.U.A., nr. 1, 1976, p. 175—177.

[22] Severdenko, P., Klubovici, V. În: Dokladî Acad. Nauk, U.R.S.S., 1961, p. 5—15.

[23] Atanasiu, N., *Metal Forming in the Ultrasonic Field.* În: Advanced Technology of Plasticity, Tokyo, 1984, vol. II, p. 799—803. Proceedings of the First International Conference on Technology of Plasticity, Tokyo, 1984.

[24] Varna, S. K., Cornwell, L. R. În: Scripta metallurgica, Anglia, nr. 13, 1979, p. 733.

[25] Goldman, P.D., Motowildo, L. R., Galligqan, J. M. În: Scripta metallurgica, Anglia, nr. 15, 1981, p. 1105.

[26] Metcalfe, A., Rose, F., Patent S.U.A., Nr. 3988913 și 3988914, 1976.

[27] Novikov, I. I., Klimov, K. M. *Electrostimulating Plasticity of Metals.* În: Advanced Technology of Plasticity, Tokyo, 1984, vol. II, p. 787—780

[28] Klimov, K. M., Novikov, I.I. În: Metallurg, Moscova, 1978, p. 284—292.

Ing. M. Tudosoiu, chim. Mădălina Giuglea,
fiz. S. Coroamă, ing. E. Salanti
şi ing. P. Badea,
ICPPAM — Galaţi

Protecţia oţelului prin electrodepunerea aliajelor Zn-Ni

CZ : 669.58 :669.248

Acoperirile electrochimice cu aliaje Zn-Ni au fost elaborate şi studiate datorită proprietăţilor lor deosebite de rezistenţă la coroziune precum şi caracteristicilor mecanice îmbunătăţite.

Din gama acestor codepuneri şi-au găsit aplicare două tipuri de aliaje, şi anume : cele cu cca 2% Ni şi cele cu 25—30% Ni. Aliajele cu un conţinut ridicat de nichel se comportă ca acoperiri catodice şi prezintă caracteristici superioare de rezistenţă la coroziune, numai cu condiţia absenţei porilor.

Duritatea acoperirilor Zn-Ni este de două-trei ori mai mare decît cea a zincului pur şi creşte cu creşterea conţinutului de nichel din aliaj, pînă la 500 HV (80% Ni).

Pe baza datelor din literatura de specialitate şi a faptului că acoperirile de aliaj Zn—Ni, obţinute în laborator, au avut o comportare foarte bună la testele de coroziune în ceaţă salină şi la cele de determinare a durităţii, s-a considerat necesar să se studieze în profunzime electrolitul şi parametrii de lucru pentru obţinerea unor date uşor de aplicat în practica industrială.

Cercetări de laborator

Electrodepunerea metalelor pe substraturi feroase reprezintă o metodă cunoscută pentru asigurarea unei protecţii la coroziune şi pentru obţinerea unui aspect plăcut.

Condiţia pentru realizarea codepunerii electrolitice a Ni şi Zn este egalitatea potenţialelor lor dinamice de electrod, exprimată prin relaţia :

$$E^0_{Ni} + \frac{RT}{n_{Ni}F} \cdot \ln a_{Ni^{2+}} \cdot P_{Ni^{2+}} =$$

$$= E^0_{Zn} + \frac{RT}{n_{Zn}F} \cdot \ln a_{Zn^{2+}} \cdot P_{Zn^{2+}}$$

Factorii determinanţi ai acestei ecuaţii sînt potenţialele normale E^0_{Ni} şi E^0_{Zn}, activităţile ionilor din soluţie $a_{Ni^{2+}}$, $a_{Zn^{2+}}$ şi polarizaţiile P. Potenţialele normale E^0_{Ni} şi E^0_{Zn} sînt diferite ca valori, ceea ce impune modificarea factorilor electrochimici şi chimici, în scopul apropierii potenţialelor lor statice E^s_{Ni} şi $E^s_{Zn}\left(\frac{RT}{n_{Ni}F} \ln a_{Ni}\right.$ şi $\left.\frac{RT}{n_{Zn}F} \ln a_{Zn}\right)$ şi al egalării potenţialelor lor dinamice E^d.

Deoarece factorii chimici (activitatea şi pH-ul) nu pot fi variaţi nelimitat, aceştia nu determină egalarea potenţialelor dinamice ale ionilor decît în mică măsură, această soluţie fiind eficientă doar în cazul codepunerii ionilor cu potenţiale normale apropiate.

Parametrul care are un efect considerabil asupra egalizării potenţialelor dinamice, chiar şi în cazul unor ioni cu potenţiale normale foarte distanţate, este polarizarea.

În vederea studierii acoperirilor cu aliaje Zn—Ni s-au testat în laborator patru tipuri de electroliţi. Aceşti electroliţi au diferit între ei prin compoziţia lor chimică de bază şi a agenţilor de lucru utilizaţi.

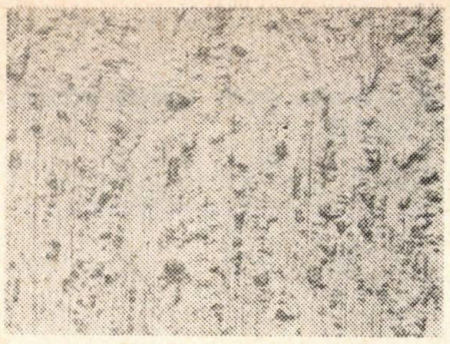
Urmărindu-se atît îmbunătăţirea comportării la coroziune şi mărirea durităţii acoperirii, cît şi un aspect comercial plăcut, experimentările efectuate au demonstrat că numai doi electroliţi din cei patru testaţi dau rezultate corespunzătoare. În funcţie de parametrii de lucru impuri, depunerile obţinute sînt mate, cenuşii, negre sau lucioase. Depunerile obţinute lucioase sînt comparabile ca aspect cu electrodepunerile de nichel.

În figura 1 este prezentat aspectul acoperirii în funcţie de densitatea de curent aplicată. Pentru electrolitul $E1$ s-au obţinut acoperiri cenuşii la 3,63 A/dm² şi acoperiri lucioase la densităţi de curent de 5,76 A/dm². Electrolitul $E2$ se comportă diferit de $E1$, acoperirile lucioase obţinîndu-se la densităţi de curent mici de 3,21 A/dm², iar depunerile negre la 6,77 A/dm².

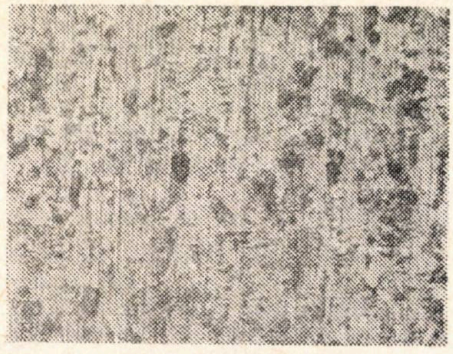
Pe parcursul cercetărilor s-a urmărit variaţia concentraţiei nichelului în depunere faţă de raportul concentraţiilor $Ni^{2+}/Ni^{2+} + Zn^{2+}$ din electrolit (fig. 2).

Un aspect important urmărit, pentru acest tip de codepunere, este modificarea durităţii în funcţie de procentul de nichel din depunere. Dacă pentru o acoperire electrochimică cu zinc se obţine o duritate de 100 HV, la depunerile de Zn-Ni se obţin valori ale durităţii pînă la 500 HV (80% Ni în depunere).

Variaţia durităţii, în funcţie de procentul de nichel din depunere, este redată în figura 3.



a



b

Fig. 1. Aspectul acoperirilor cu nichel-zinc : *a— foarte lucioasă electrolit E — 1 ; b— lucioasă — electrolit E — 2*

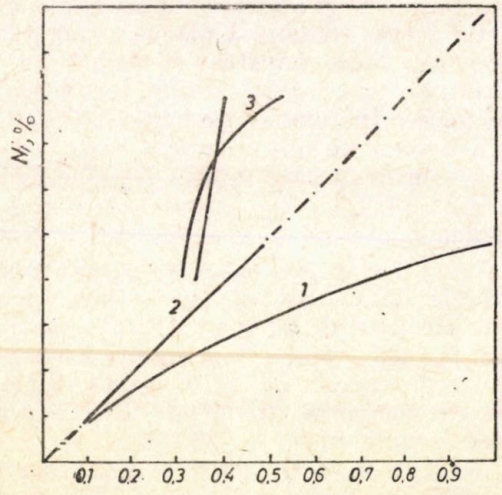


Fig. 2. Variaţia procentului de nichel în acoperire în funcţie de raportul concentraţiilor $Ni^{2+}/Ni^{2+}+Zn^{2+}$ în electrolit

Influenţa densităţii de curent, a temperaturii şi a pH-ului soluţiei. În timpul experimentărilor de laborator s-au variat o serie de parametri pentru a studia influenţa pe care o au atît asupra aspectului cît şi a calităţii acoperirii (luciu, grosimea stratului, aderenţă etc.).

Menţinînd domeniul de *p*H al electrolitului la valorile 3,5—4,5 şi variind temperatura şi densitatea de curent, s-a observat o variaţie a procentului de nichel în depunere (fig. 4).

Creşterea temperaturii duce la creşterea procentului de nichel în depunere; acelaşi lucru se obţine dacă variază densitatea de curent şi se menţine temperatura constantă.

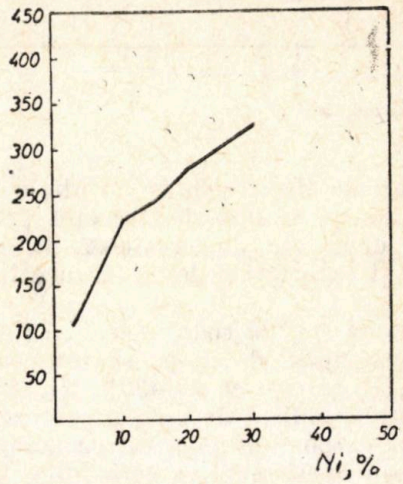


Fig. 3. Variaţia durităţii la depunerile de aliaj Zn—Ni în funcţie de procentul de nichel din depunere

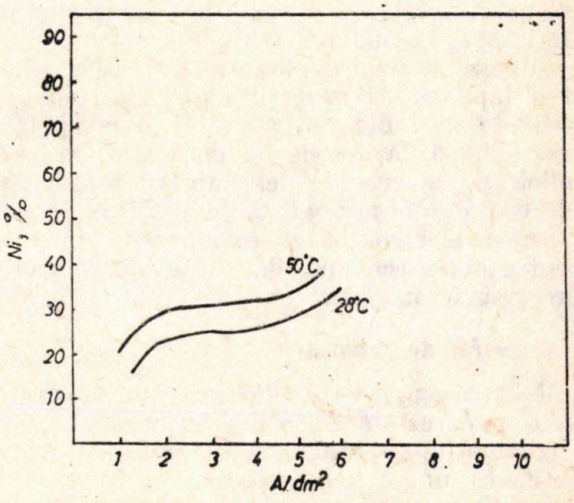


Fig. 4. Influenţa densităţii de curent şi a temperaturii asupra procentului de nichel în depunere la *p*H 3,5 — 4,5

La densităţi de curent constante şi la temperatura de 28°C, variaţia *p*H-ului modifică conţinutul de nichel în depunere. Se observă că, la un *p*H de 1,5 — 2,8, conţinutul de nichel în depunere variază între 60 şi 70 %.

Cu cît valoarea *p*H-ului se apropie de patru, conţinutul de nichel din depunere scade pînă la 20%. De asemenea mărind *p*H-ul la 5—6,5 se observă din nou o creştere a nichelului în depunere pînă la 80%.

Difracţia cu raze X şi studiul metalografic al depunerilor de Ni-Zn. Studiul compoziţiei de fază s-a efectuat prin metoda analizei calitative de fază cu difractometrul de raze X în radiaţie de fier k_α filtrată. În limitele metodei pentru

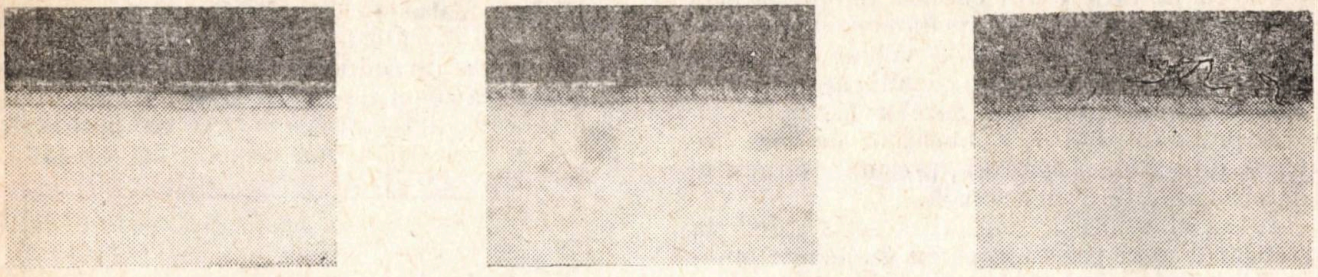
sistemul Ni-Zn [2], pe probele fără tratament termic, nu a fost posibilă decelarea fazelor $NiZn_3$ și Ni_3Zn_{21}. Datorită gradului redus de ordonare cristalină și prezenței texturii, liniile de difracție au fost slabe și doar parțial puse în evidență.

Pentru probe subțiri s-a constatat apariția liniilor de la unghiuri mici de difracție caracteristice stării amorfe. Pe probele supuse tratamentului termic de revenire, intensitatea liniilor de difracție a crescut, punîndu-se în evidență fazele $NiZn_3$ și Ni_5Zn_{21}.

suprafața materialului suport. Depunerile obținute cu electrolitul *E*1 au o porozitate de cel mult 0,2 por/cm^2.

Testul de coroziune în ceață salină. Testul de coroziune în ceață salină s-a efectuat în camera Kestenich la temperatura de 35 ± 2°C și cu pulverizare de soluție NaCl 5%. După o expunere a probelor de 288 h, pe suprafața lor nu a apărut nici o formă de rugină.

În figura 6 sînt redate probele după o expunere de 360 h, comparativ cu o probă martor acoperită cu zinc.



a *b* *c*

Fig. 5. Micrografia stratului de Ni—Zn cu 20 % Ni

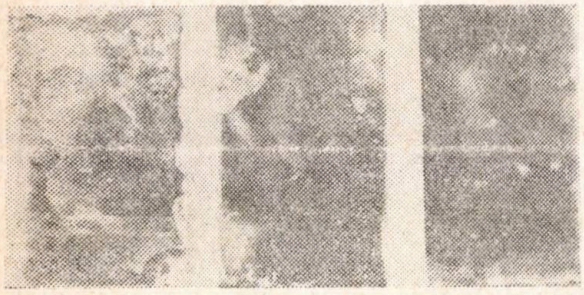


Fig. 6. Probe acoperite cu aliaj NiZn cu 20 % Ni în depunere supuse la testul de coroziune în ceață salină

În depunerea cu 20—25 % Ni, preponderentă este faza Ni_5Zn_{21}.

Studiul metalografic al depunerii a scos în evidență un strat uniform lipsit de pori.

În figura 5 sînt redate micrografiile obținute : *a* — micrografia stratului — fără atac electrochimic ; *b* — micrografia stratului cu atac electrochimic de 10 minute în soluție de iodură de potasiu 5 % ; *c* — micrografia stratului, în care este pus în evidență un por în acoperire.

Pentru acoperirile Zn-Ni cu Ni 20 % stratul nu trebuie să prezinte mai mult de 1 por/cm^2 — care este bine să nu pătrundă pînă la

Concluzii

Cercetările de laborator au demonstrat că acoperirile obținute în electrolitul *E*1, cu un procent de 20% Ni în depunere, au o rezistență mărită la coroziune, duritatea de două ori mai mare decît a probelor zincate și de asemenea un aspect plăcut acceptat de beneficiari.

Acoperirile cu aliaje Zn-Ni cu 20% Ni în depunere pot înlocui cu succes și depunerile de cadmiu.

BIBLIOGRAFIE

[1] Mirkin, L. I. — *Rentgenostructurnîi kontrol maşinostroitelnîh materialov*, Moscova, Masinostroenie, 1979, p. 134.

[2] Lepesov, K. K. — *Electrohimiceskaia identificatiia produktov reacţionnoi diffuzii v sisteme Ni — Zn*. În : Izv. A.N. — Mettallî, U.R.S.S. nr. 5, 1985.

[3] Marînescu, A., Andoniant, Gh., Ebay — *Tehnologii electrochimice şi chimice de protecţie a materialelor metalice*.

[4] * * * Patent, S.U.A.—4.416.737, Noiembrie, 1983.

[5] * * * Patent, S.U.A. — 4.285.802, Aug., 1981.

Influența granulației și a omogenității dimensionale a cocsului asupra funcționării cubiloului

Ing. M. Chișamera și dr. ing. I. Ripoșan
Institutul politehnic — București

CZ : 662.74 :621.745.34

Considerații generale

Granulația cocsului și gradul de uniformitate (omogenitate) a bucăților de cocs influențează procesele de ardere din cubilou în special prin două acțiuni : prin suprafața de contact cu gazele de ardere (O_2, CO_2) și prin volumul golurilor create în patul de cocs, ceea ce influențează direct hidrodinamica circulației gazelor [1, 2].

Suprafața specifică a bucăților de cocs depinde de mărimea acestora, precum și de gradul de omogenitate dimensională.

În cazul utilizării unui cocs sortat, deci la realizarea unui pat de cocs cu granulație omogenă, suprafața specifică a acestuia scade puternic odată cu mărirea dimensiunilor bucăților de cocs (tab. 1).

Tabelul 1

Suprafața specifică a cocsului, la o granulație omogenă

Granulația cocsului, d_K, mm	20	40	60	80	100	120
Suprafața specifică a cocsului, m²/kg	0,25	0,18	0,11	0,08	0,045	0,03

Conținutul final de CO_2 în gazele de ardere, care părăsesc patul de cocs, depinde atît de cantitatea realizată în zona de ardere. cît și de cantitatea redusă în zona de reducere [2] :

$$\%\,CO_2\ (\text{final}) = \%\,CO_2\ (\text{z.a}) - X \qquad (1)$$

în care $\%\,CO_2$ (z.a) este cantitatea obținută la limita superioară a zonei de ardere ;

X — cantitatea de CO_2 redusă cu carbonul, %.

Astfel, la creșterea granulației cocsului în intervalul 25—100 mm, proporția de CO_2 redus variază în limitele prezentate în tabelul 2 [4].

Tabelul 2

Influența granulației cocsului asupra proporției de CO_2 redus

Granulația cocsului, d_K, mm	25	50	100
Proporția CO_2, redus la CO, % (X, relația 1)	11	7	4

Datorită efectului endoterm al reacției de reducere a CO_2 la CO, la partea superioară a patului de cocs se consumă o mare cantitate de căldură.

Creșterea granulației cocsului de la 75 la 150 mm a determinat o scădere de la 70 la 30% a cantității de CO_2 redus la CO, ceea ce a permis o mărire cu 29% a căldurii nete a gazelor ce părăsesc patul de cocs [5].

Economia de căldură realizată datorită diminuării reacției de reducere a CO_2 la CO, precum și extinderea zonei din patul de cocs cu temperatură ridicată, determină creșterea temperaturii fontei, la același consum de cocs (fig. 1) [14].

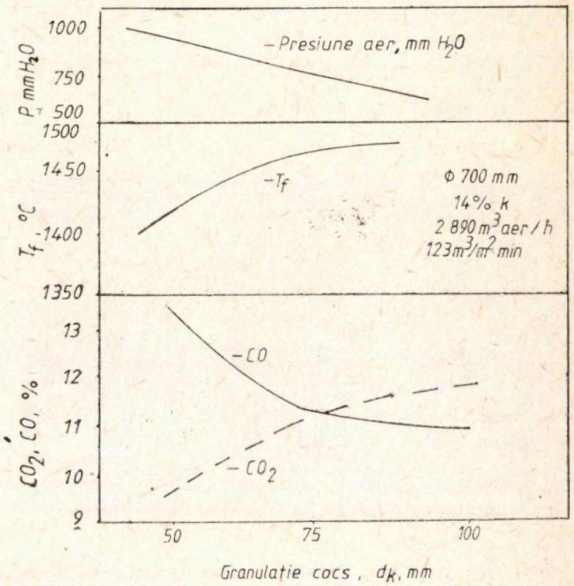


Fig. 1. Influența granulației cocsului asupra unor parametri ai cubiloului [14]

O prelucrare statistică a rezultatelor experimentale obținute evidențiază faptul că, în cazul unei granulații omogene, o creștere cu 1 mm a dimensiunii bucăților de cocs permite o creștere a temperaturii fontei cu 3°C [8].

Se constată însă (fig. 1) că temperatura fontei, principalul parametru al cubiloului, atinge o valoare maximă la o anumită granulație a cocsului, direct determinată de calitatea acestuia, condițiile de alimentare cu aer și mărimea cubiloului.

La valori exagerat de mari ale granulației cocsului, se intensifică capacitatea de oxidare a cubiloului, datorită creșterii ponderii CO_2 în gaze (fig. 1) și a extinderii zonei de ardere, care conține oxigen liber. În general, dependența între înălțimea zonei de ardere (h_a) și granulația cocsului (d_K) este de forma :

$$h_a = (3\ldots5)\cdot d_K \qquad (2)$$

Apare de asemenea posibilitatea ca gazele să părăsească patul de cocs, cu cantităţi mari de oxigen liber neconsumat, ceea ce influenţează negativ temperatura fontei [9].

În ultimii ani se remarcă o tendinţă tot mai accentuată de utilizare a cocsului de dimensiuni mai scăzute, mai ieftin şi mai accesibil.

O experienţă interesantă în acest sens este semnalată în U.R.S.S. [2, 13]. În cadrul experimentărilor, a fost utilizat cocsul din clasele KL2 şi KL3 (GOST 3340-71), cu caracteristicile prezentate în tabelul 3, la un cubilou Ø 2 200 mm, cu două rînduri de guri de aer, cu o evacuare continuă a fontei şi zgurei, într-o turnătorie de tuburi. Porţiile de încărcătură conţin 2 500 kg materiale metalice şi 230 kg cocs (9,2%).

Tabelul 3

Caracteristicile cocsului utilizat la experimentări

Caracteristica	Clasa cocsului	
	KL3 (> 40 mm)	KL2 (40...60 mm)
Cenuşă, %	9,2	10,4
Sulf, %	1,14	0,83
Umiditate, %	4,2	4,5
Volatile, %	1,1	1,1
Rezistenţă:		
M_{40}, %	75,0	80,3
M_{10}, %	8,7	6,8
Granulaţie:		
>60 mm	68,2	—
40...60 mm	26,2	96,2
<40 mm	5,6	3,8

Clasa KL3 are o neomogenitate dimensională accentuată, conţinînd atît fracţie măruntă cît şi de dimensiuni mari (> 100 mm), în timp ce cocsul din clasa KL2 are dimensiuni scăzute, dar este omogen.

În tabelul 4 sînt prezentate rezultatele obţinute în funcţionarea cubiloului.

Din datele prezentate în tabelul 4 rezultă faptul că utilizarea cocsului mărunt, dar omogen chiar într-un cubilou de mari dimensiuni, nu determină practic schimbări în funcţionarea acestuia. Temperatura fontei, parametrul principal al cubiloului, se încadrează în limitele 1 360—1 380°C, valori impuse la turnarea tuburilor. Se constată însă o dependenţă între conţinutul de sulf al fontei şi suprafaţa specifică a cocsului, cu care vine în contact fonta lichidă. Conţinutul minim de sulf a fost obţinut la cocsul cu granulaţie omogenă, a cărui suprafaţă specifică este mai scăzută, chiar dacă are granulaţie mică. Nu au fost constatate schimbări în ceea ce priveşte rebutul turnătoriei. Utilizarea cocsului KL2 (mărunt dar omogen) a dus

Tabelul 4

Parametrii procesului de elaborare

Caracteristica	Variante de elaborare		
	100% KL3	50% KL3 50% KL2	100% KL2
Productivitatea, t/h	29,1	28,8	28,7
Temperatura fontei la jgheab, °C	1 375	1 376	1 372
Debitul de aer, mii m^3 aer/h	20,2	20,2	20,0
Presiunea aerului, mm H_2O	1 440	1 440	1 460
Temperatura gazelor evacuate, °C	260	260	260
Compoziţia gazelor, %:			
CO_2	11,0	10,2	11,3
CO	14,0	12,0	13,7
O_2	0,8	1,3	0,6
Compoziţia fontei, %:			
C	3,67	3,65	3,62
Si	1,97	2,04	2,03
Mn	0,74	0,79	0,78
P	0,40	0,42	0,44
S	0,087	0,081	0,075

la economii de 0,35 ruble/t piese, datorită faptului că el a costat 51 faţă de 54 ruble/t (KL3).

Rezultă deci că, în ceea ce priveşte granulaţia cocsului, trebuie avute în vedere atît mărimea bucăţilor de cocs, cît şi uniformitatea dimensională a acestora.

O problemă deosebit de importantă o constituie alegerea corectă a granulaţiei cocsului, în corelaţie directă cu mărimea cubiloului, dar din acest punct de vedere există o diversitate de păreri şi recomandări [15]—[16].

O experienţă mai veche a uzinelor Lihaciov şi Stankolit din U.R.S.S. recomandă dependenţa din tabelul 5 [16].

Tabelul 5

Dependenţa între granulaţia cocsului şi diametrul cubiloului

Diametru cubilou, mm	610	760	910	1070	1220	1370	1680	1830
Diametru mediu cocs d_K m, mm	50	63	88	100	112	128	137	150

Pentru corelaţia dintre granulaţia cocsului (d_K) şi diametrul cubiloului (D), literatura de specialitate recomandă mai multe relaţii:

$$d_K = \left(\frac{1}{14} \dots \frac{1}{10}\right) \cdot D \quad [16] \qquad (3)$$

$$d_K = \left(\frac{1}{10} \dots \frac{1}{6}\right) \cdot D \quad [8] \qquad (4)$$

$$d_K = \left(\frac{1}{12} \dots \frac{1}{8}\right) \cdot D \quad [2] \qquad (5)$$

$$d_K = \left(\frac{1}{12} \dots \frac{1}{10}\right) \cdot D \quad [2] \qquad (6)$$

Tabelul 6

Granulația și rezistența mecanică a cocsului de turnătorie (STAS 7491–71)

Caracteristica	Clasa cocsului de turnătorie		
	CT–1	CT–2	CT–3
Compoziția granulometrică:			
– rest pe ciurul cu țesătură de sîrmă 80, STAS 1077-67, % min.	95	85	70
– trece prin ciurul cu țesătură de sîrmă 40, STAS 1077-67, % max.	3	6	8
Rezistența mecanică:			
– M_{40}, %			
– media peste	88	80	78
– minimum	85	75	74
– M_{10}, % max.	8	9	10

Tabelul 7

Granulația cocsului, la valorile impuse în diferite țări

Țara	Granulația, d_K, mm	Țara	Granulația, d_K, mm
R.S.R.	>80	Franța	>80
R.S.C.	60...90; >90	Italia	>80; 80...90; >90
R.P.P.	63...80; >80	Austria	>80; 80...100; >100
Anglia	>80; >100	Olanda	61...84; >84

Tabelul 8

Rezistența mecanică, impusă cocsului de turnătorie

Țara	Rezistență cocs, M_{40}, %	Țara	Rezistență cocs, M_{40}, %
R.S.R.	>78; >80; >88	R.F.G.	>90
Anglia	85...95	U.R.S.S.	68...80
Franța	90...91	R.D.G.	>80

În privința condițiilor de granulație și de rezistență impuse cocsului de turnătorie de către normele din diferite țări, există de asemenea o mare diversitate.

În R.S.R., STAS 7491-71 impune condițiile de calitate pentru cocsul de turnătorie, conform tabelului 6.

În tabelele 7 și 8 sînt prezentate valorile pentru granulația și rezistența mecanică impuse cocsului de turnătorie în mai multe țări [28].

Rezultă deci că există o serie de țări unde se realizează mai multe clase granulometrice pentru cocsul de turnătorie, în vederea unei corelări mai riguroase cu mărimea cubiloului.

Se apreciază că și în cazul R.S.R. ar trebui să se realizeze o astfel de corelare, ținîndu-se seamă de faptul că în marea lor majoritate cubilourile au diametrul sub 1 000 mm.

Eliminarea fracției granulometrice sub 40 mm efectuată în multe din turnătoriile din R.S.R. este obligatorie, pentru a nu determina o compactizare exagerată a patului de cocs, dar această măsură nu este suficientă dacă în cubilou se introduce cocs cu granulația cuprinsă în limitele 40–200 mm.

Granulația depinde atît de tehnologia de fabricare utilizată în cocserii, cît și de rezistența mecanică a cocsului, care joacă un rol important atît în manipularea acestuia, cît mai ales în menținerea unor valori ridicate în cubilou, sub acțiunea temperaturii și a solicitărilor mecanice. Din această cauză, în toate țările se urmărește creșterea continuă a valorilor rezistenței mecanice, în corelare directă cu tendința de mărire a dimensiunilor cubilourilor (tab. 8). De exemplu, în U.R.S.S. se preconizează creșterea acestei caracteristici, apreciindu-se că valorile actuale de 68–80 % (M_{40}) sînt nesatisfăcătoare [8].

Rezultă deci importanța deosebită a stabilirii unei granulații optime, în strînsă concordanță cu mărimea cubiloului.

Avînd în vedere acest lucru, au fost studiate, pe un model hidropneumatic, corelațiile dintre granulația combustibilului și condițiile de circulație a gazelor în cubilou, precum și de desfășurare a interacțiunilor chimice.

Studiul pe model al influenței granulației încărcăturii asupra circulației gazelor în cubilou

A fost realizat un model hidropneumatic, în vederea studierii influenței granulației (mărime și combinații granulometrice) asupra circulației gazelor în cubilou. Modelul reprezintă o reducere la scară a unui cubilou Ø 1200 mm.

În figura 2 este prezentată schița instalației de modelare a parametrilor curgerii gazelor prin cubilou.

Încărcătura cubiloului experimental a fost formată din bucăți (spărturi) de șamotă, a căror configurație geometrică se apropie în foarte mare măsură de cea a bucăților de cocs.

În cursul primei serii de experimentări, au fost utilizate granulații uniforme (omogene), cu dimensiuni variind în limite foarte largi în raport cu diametrul cubiloului, între acestea existînd relația:

$$d_K = \left(\frac{1}{25} \dots \frac{1}{3}\right) \cdot D \qquad (7)$$

în care:

d_K este diametrul mediu al încărcăturii;

D — diametrul cubiloului experimental (D = = 120 mm).

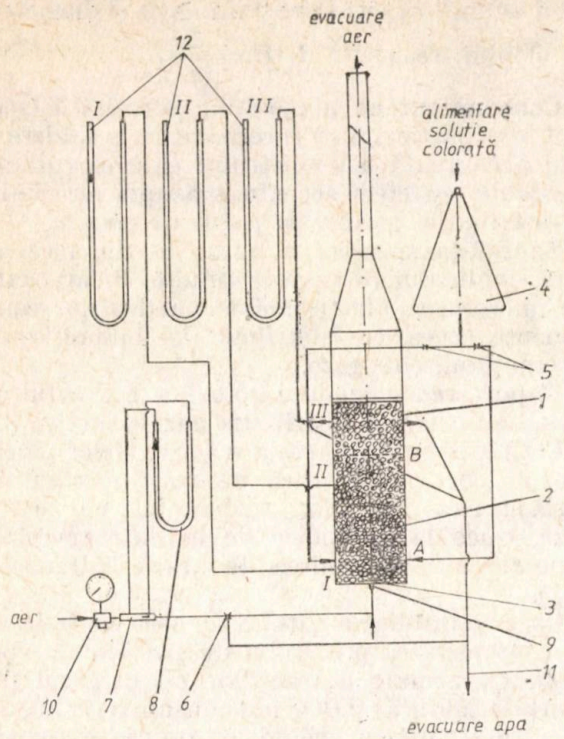


Fig. 2. Instalație pentru modelarea circulației gazelor în cubilou (model I.P.B.— Schemă de principiu) :
1 — cuvă; 2 — încărcătură; 3 — sită; 4 — vas cu soluție colorată; 5 — cleme închis-deschis; 6 — robinet cu 3 căi; 7 — tub Pitot-Prandil; 8 — manometru; 9 — știuț introducere aer sau apă; 10 — sistem reglare presiune aer; 11 — furtun evacuare; 12 — manometre — I, II, III — prize de măsurare a presiunii; A — B — zonă gradată

Aceste granulații au fost împărțite în trei grupe, și anume :

— încărcătura tip I (granulație mare)

$$d_K = \left(\frac{1}{4} \ldots \frac{1}{3}\right) \cdot D \qquad (8)$$

— încărcătura tip II (granulație mijlocie)

$$d_K = \left(\frac{1}{10} \ldots \frac{1}{6}\right) \cdot D \qquad (9)$$

— încărcătura tip III (granulație mică)

$$d_K = \left(\frac{1}{25} \ldots \frac{1}{12}\right) \cdot D \qquad (10)$$

Într-o altă serie de experimentări, a fost urmărită influența gradului de neomogenitate a încărcăturii asupra parametrilor curgerii gazelor în cubilou. În acest sens, a fost realizat un amestec între încărcătura cu granulație mare (tip I) și cea cu granulație mică (tip III), aceasta din urmă variind în limitele 0—15%.

O primă serie de determinări se referă la caracteristicile dimensionale și hidraulice ale încărcăturii cubiloului, cu referință directă la patul de cocs. În această categorie intră :

V_S — volumul spațiului de referință, cuprins între reperele A—B din figura 2 ($V_S = 2160$ cm^3);

V_g — volumul golurilor (între particule) în spațiul A—B, determinat cu ajutorul apei, pentru fiecare tip de granulație, în cm^3;

V_p — volumul particulelor din spațiul A—B, determinat cu relația :

$$V_p = V_s - V_g \qquad (11)$$

m — porozitatea încărcăturii (patului de cocs), rezultat din :

$$m = \frac{V_s - V_p}{V_s} \cdot 100 = \frac{V_g}{V_s} \cdot 100, \% \qquad (12)$$

δ — diametrul mediu al canalelor din coloana de încărcătură /3/ :

$$\delta = C \cdot \text{Ø} \cdot \frac{m}{1 - m} \cdot d_K, \text{ cm} \qquad (13)$$

$C = 0{,}4 \ldots 0{,}6$ (coeficient ce ține seamă de participația fracției mărunte);
$\text{Ø} = 0{,}2 \ldots 0{,}4$ (factor de formă);

S_s — suprafața specifică a încărcăturii cubiloului, respectiv raportarea suprafeței particulelor la unitatea de volum :

$$S_s = \frac{4 \cdot m}{\delta}, \text{ cm}^2/\text{cm}^3 \qquad (14)$$

F_e — secțiunea efectivă a stratului de încărcătură :

$$F_e = \frac{V_g}{H}, \text{ cm}^2 \qquad (15)$$

în care H este înălțimea stratului de referință (A—B);

R_H — raza hidraulică a încărcăturii, respectiv raportul dintre volumul golurilor și suprafața particulelor de încărcătură :

$$R_H = \frac{V_g}{S_p} = \frac{V_g}{S_s \cdot V_s}, \text{ cm} \qquad (16)$$

în care S_p este suprafața totală a particulelor, în cm^2.

Introducînd în cubiloul experimental aer comprimat, la o presiune de regim de 2 bari, a fost urmărită distribuția presiunii pe înălțimea coloanei de încărcătură, precum și alte date referitoare la circulația gazelor în cubilou :

— presiunea la nivelurile *I*, *II* și *III* pe înălțimea cubiloului, respectiv P_1, P_2 și P_3, la manometrele 1, 2, 3 (fig. 2), în mm H_2O;

— P — presiunea statică, pe înălțimea cubiloului, în mm H_2O:

$$\Delta P = P_1 - P_3 \qquad (17)$$

— $\frac{\Delta P}{H}$ — pierderea specifică de presiune pe un metru liniar de strat, în mm H_2O/m.

În condițiile utilizării unor granulații uniforme, se înregistrează o influență puternică a dimensiunilor particulelor din încărcătură asupra caracteristicilor acesteia, respectiv asupra patului de cocs al cubiloului, în condiții reale (fig. 3).

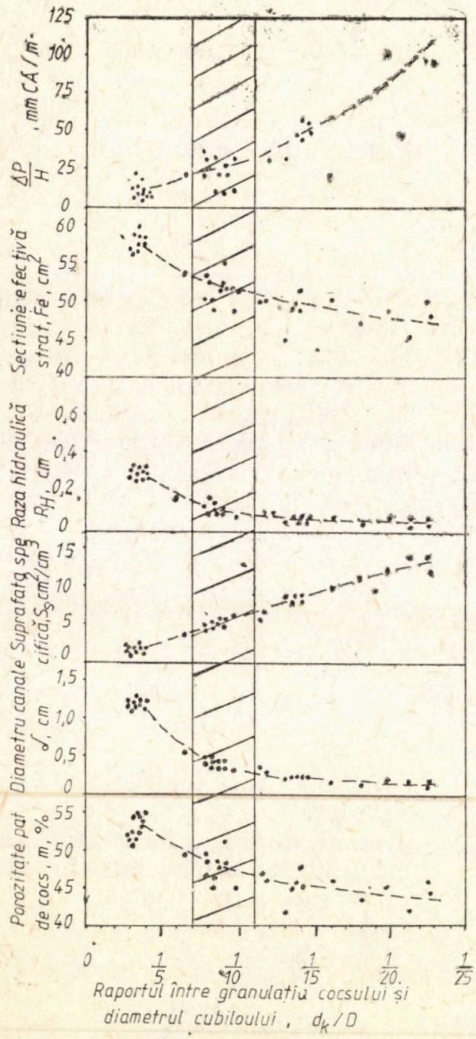


Fig. 3. Influența granulației omogene asupra caracteristicilor patului de cocs

Micșorarea dimensiunilor particulelor din încărcătură în raport cu diametrul cubiloului, respectiv valoarea raportului d_K/D determină o scădere accentuată a porozității patului de cocs (m). În general, se adoptă un grad de ocupare cu cocs a patului de cocs de circa 50%, dar se constată că această valoare corespunde numai unui anumit raport între granulație și diametrul cubiloului, respectiv $d_K/D = \frac{1}{7}$.

Concomitent cu micșorarea porozității (spațiul interparticule) se înregistrează o scădere și mai accentuată a diametrului canalelor dintre particule, cu efect accentuat asupra circulației și distribuției gazelor în patul de cocs.

Suprafața specifică a bucăților din încărcătura cubiloului (S_s) crește practic liniar odată cu micșorarea dimensiunilor particulelor componente, ceea ce contribuie la intensificarea interacțiunii cocs-gaze.

Raportarea volumului golurilor din patul de cocs, ce ilustrează distribuția gazelor active (O_2 și CO_2) la suprafața totală a particulelor (bucăților de cocs), care joacă un rol important în desfășurarea reacțiilor carbonului cu aceste gaze, duce la un indice de calitate complex, cunoscut sub denumirea de „rază hidraulică" (R_H).

Raza hidraulică a patului de cocs controlează deci intensitatea procesului de gazificare a cocsului, ca urmare a reacțiilor cu oxigenul (cu aport de căldură) și CO_2 (cu consum de căldură). În ultimii ani se acordă o atenție crescîndă acestui indice de calitate a cocsului, considerîndu-se că acesta constituie principala proprietate a cocsului care determină consumul acestuia [18, 19].

Experimentările efectuate pe model ilustrează faptul că și acest indice de calitate complex este puternic afectat de către granulație, într-o măsură apropiată de cea a canalelor din coloana de încărcătură (δ), dar mult mai puternic decît însăși porozitatea (m).

Secțiunea efectivă a stratului (F_e) păstrează alura variației porozității stratului, datorită faptului că reprezintă raportul între aceasta și înălțimea stratului (constantă).

În ceea ce privește parametrii circulației gazelor prin coloana de încărcătură, au fost reținute valorile parametrului $\frac{\Delta P}{H}$ (diferența de presiune între nivelul gurilor de aer și cel al gurii de încărcare, raportat la înălțimea utilă a cubiloului). Se constată că, odată cu micșorarea granulației încărcăturii, valoarea acestui parametru crește accentuat, ceea ce arată o mărire a rezistenței hidraulice a coloanei de încărcătură, creînd probleme în penetrarea gazelor, fiind astfel necesară mărirea presiunii aerului la pătrunderea în cubilou.

Datele prezentate în figura 3 sugerează existența unei inflexiuni cuprinsă în domeniul $d_K = \left(\frac{1}{11} \dots \frac{1}{7}\right) \cdot D$, care ar putea corespunde unui domeniu optim în ceea ce privește granulația cocsului, atît din punct de vedere al circulației gazelor cît și al interacțiunii acestora cu bucățile de cocs.

La valori $d_K > \frac{D}{7}$ crește puternic raza hidraulică a patului de cocs, ceea ce influențează negativ interacțiunea carbon-oxigen, în timp ce la $d_K < \frac{D}{11}$ interacțiunea oxigen-carbon este rapidă, lărgindu-se în acest mod zona de reducere, deci și aria de desfășurare a reacției carbon-bioxid de carbon (scade raza hidraulică a patului de cocs).

În condițiile în care alături de particule de mari dimensiuni se introduc în încărcătură și fracții mărunte, se înregistrează o compactizare a acesteia, cu influență directă asupra tuturor proceselor care au loc în patul de cocs al cubiloului, așa cum rezultă din figura 4.

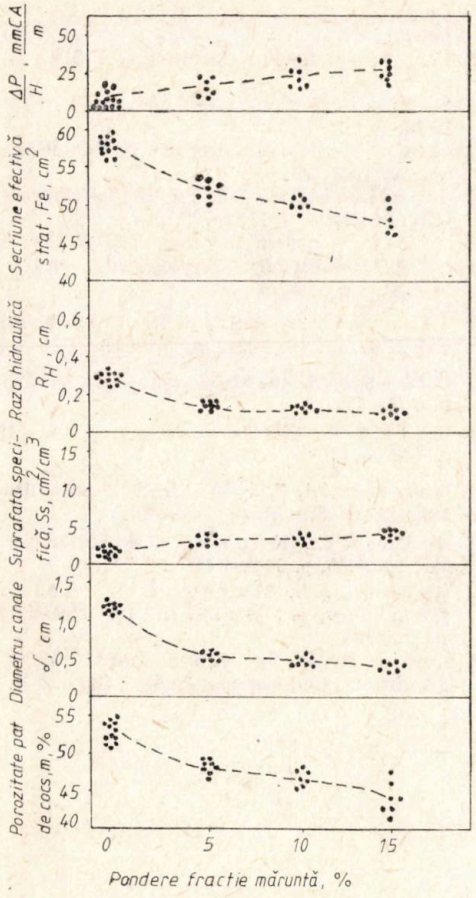


Fig. 4. Parametrii hidraulici la o încărcătură neomogenă din punct de vedere dimensional

Chiar și în cantitate mică, fracția mărunță contribuie la o micșorare accentuată a porozității stratului și a canalelor ce îl străbat, determinînd o micșorare semnificativă a razei hidraulice a patului de cocs.

Din comparația datelor prezentate în figurile 3 și 4, rezultă că o încărcătură formată din particule care prezintă mari diferențe dimensionale se comportă ca și o încărcătură de mici dimensiuni, deși prezintă o fracție mare majoritară (fig. 5).

Rezultă deci că amestecarea fracțiilor mari cu cele mărunte, cu scopul de a diminua influența negativă a celor din urmă, este greșită, deoarece nu numai că nu se obține scopul urmărit, dar este posibil ca rezultatele să fie mai proaste decît în cazul utilizării fracției mărunte dar uniforme.

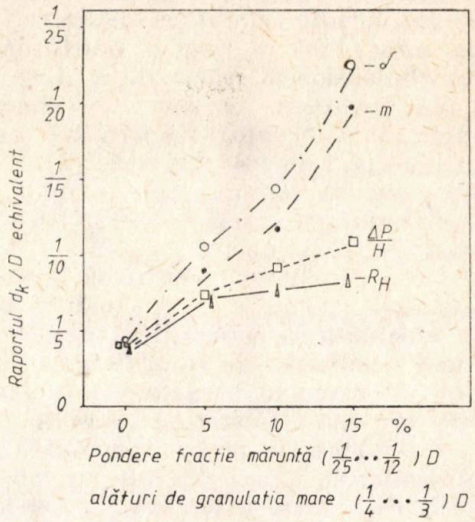


Fig. 5. Echivalența în valori a raportului d_K/D (la o granulație omogenă) a influenței creșterii ponderii fracției mărunte din amestec, prin intermediul parametrilor R_H, $\Delta P/H$, m, δ

Sortarea dimensională a cocsului care urmează să fie introdus în cubilou constituie deci o măsură absolut necesară pentru asigurarea unei arderi eficiente.

Concluzii și recomandări

Analiza literaturii de specialitate și studiul pe model al influenței granulației duc la mai multe concluzii, care pot constitui și recomandări pentru îmbunătățirea tehnologiei de elaborare a fontei în cubilou.

a) Considerînd ca domeniu optim al granulației cel rezultat din relația $d_K = \left(\frac{1}{11} \ldots \frac{1}{7}\right) \cdot D$, se obțin datele din tabelul 9.

b) Condițiile de granulație pentru cocsul de turnătorie impuse de STAS 7491-71 corespund cu valorile recomandate pentru cubilourile mijlocii și mari, cu diametrul de peste 900—1 000 mm, dar pot fi prea mari pentru cubilourile mici. Acceptarea unor combinații granulometrice, așa cum prevede STAS-ul, de tipul: 70%—peste 80 mm, 8...30%—40—80 mm și 0—8%—sub 40 mm (CT-3) determină o compactizare avansată a patului de cocs. Se impune deci realizarea unei sortări granulometrice în directă dependență cu diametrul cubiloului.

c) Amestecarea mai multor sortimente de cocs, cu granulații diferite, practicată în unele turnătorii, este nejustificată și chiar dăunătoare, deoarece determină un mare consum de căldură în patul de cocs, ceea ce nu poate duce decît la creșterea consumului de cocs.

d) O condiție esențială și relativ ieftină (în comparație cu alte soluții) de realizare a unui consum mai redus de cocs o constituie deci sortarea dimensională, chiar dacă acest lucru presupune investiții, consum de energie și manoperă și necesitatea valorificării pe alte căi a măruntului de cocs rezultat.

e) Normele de consum trebuie stabilite în funcție de cantitatea reală de cocs, utilizabil în condiții normale în cubilou.

Din multe considerente, sortarea noului cocs de turnătorie românesc la granulația optimă trebuie efectuată la producător, acesta avînd mai multe posibilități de valorificare a măruntului, ca de exemplu brichetarea în bateriile de cocsificare, sau utilizarea ca atare în furnal. Soluția de brichetare pe baza utilizării silicatului de sodiu ca liant [22] nu s-a dovedit a fi viabilă, ca urmare a pierderii rezistenței la temperaturi ridicate a brichetelor.

f) Experiența introducerii combustibilului mărunt (praf) direct în zona de ardere a cubiloului [2], [10], [20] trebuie extinsă, constituind o soluție de valorificare a măruntului rezultat din sortarea cocsului. Rezultatele obținute în prezent la IREMOAS București pot constitui o bază a asimilării acestei tehnologii și la alte întreprinderi.

g) Redistribuirea aerului, respectiv utilizarea a două rînduri de guri de aer, distanțate la 700—900 mm între ele, cu introducerea pe rîndul II a 40—50% aer, deci mai mult decît în prezent, contribuie la ameliorarea funcționării cubilourilor, în condițiile unui cocs cu o granulație mai scăzută [1], [2], [10]—[12], [17], [21].

BIBLIOGRAFIE

[1] Ripoșan, I., Chișamera, M. — *Tehnologia elaborării și turnării fontei.* București, Ed. didactică și pedagogică, 1981.

[2] Sofroni, L., Ripoșan, I., Brabie, V., Chișamera, M. — *Turnarea fontei.* București, Ed. didactică și pedagogică, 1985.

[3] Carabogdan, Gh., Pănoiu, N. — *Bazele teoretice ale aprinderii și arderii combustibililor solizi.* București, Ed. Academiei R.S.R., 1969.

[4] Rehder, J.E. În: Foundry Management and Technology, S.U.A., mai, 1979, p. 44—50.

[5] Rehder, J.E. În: Foundry Management and Technology, S.U.A., nr. 2, 1981, p. 49—53.

[6] Miske, J.C. În: Foundry Management and Technology, S.U.A., decembrie, 1979, p. 42—50.

[7] Taft, R. T., Parkins, H.K. În: Foundry Trade Journal, Anglia, nr. 3, 144, 1978, p. 471—485.

[8] Kacian, A. D., Cirvo, I. A. În: Liteinoe Proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 4, 1975, p. 10—11.

[9] Sofroni, L., Ripoșan, I., Cernat, I. — A VI-a Conferință Națională de Turnătorie, București, 25—27 oct., 1973.

[10] Ripoșan, I.— În: Metalurgia, R.S.R., nr. 12, 1985; nr. 1, 1986.

[11] Selby, M.J. În: Giesserei-Praxis, R.F.G., nr. 19—20, 1979, p. 379—392.

[12] Kletkin, I.G. În: Liteinoe Proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 12, 1981, p. 5—7.

[13] Smolianitkii, L.A. ș.a. În: Liteinoe Proizvodstvo U.R.S.S., nr. 5, 1977, p. 7.

[14] * * * — Modern Casting, S.U.A., nr. 8, 1977.

[15] * * * — Foundry Management and Technology, S.U.A., nr. 1, 1976.

[16] Tinovnikov, A.S. ș.a. În: Liteinoe Proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 10, 1967, p. 14—16.

[17] Ripoșan, I. În: Metalurgia, nr. 2, 1984, R.S.R., p. 109—112.

[18] Katz, S. În: AFS Transactions, S.U.A., 1982, v. 90, p. 825—833.

[19] Landefeld, C.F. În: AFS Transactions, S.U.A., 1983, Lucr. 83—70, p. 541—548.

[20] Bodnar, E., Kopusi, C. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 10, 1985, p. 544—548.

[21] Ripoșan, I., Matesoi, L., Solduban, D., Demidov, M., Bria, A. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 9, 1986.

[22] Adam, N. ș.a. În: A 9-a Conferință Națională de Turnătorie, Cluj-Napoca, mai, 1985.

Dr. ing. C. Dumitrescu
Institutul politehnic — București
dr. ing. Gh. Albița și ing. A. Brânzan
Institutul de cercetare și proiectare utilaje și piese de schimb — București

Fonte albe înalt aliate cu structură modificată rezistente la uzură

CZ : 669.131.2 :669.15—196

Corpurile de măcinare și blindajele cu care sînt dotate morile din industria cimentului și mineritului reprezintă elemente de bază ale acestor agregate, deținînd o pondere importantă în ceea ce privește chetuielile de investiții, producție și întreținere.

În ceea ce privește morile de măcinare din industria cimentului, corpurile de măcinare cu care se dotează prima cameră a morii, fiind de dimensiuni mari (Ø60—100 mm), sînt supuse preponderent la uzura de impact (spargere și oboseală), dar și la uzură abrazivă (alunecare și rostogolire); corpurile de măcinare de dimensiuni mici (Ø30—50 mm) care echipează camerele de măcinare fină sînt supuse preponderent la uzură abrazivă și mai puțin la uzura de impact [1].

Pe aceeași bază, plăcile de blindaj sînt supuse în exploatare uzurii de impact precum și uzurii abrazive.

În funcție de natura materialului supus măcinării și a mediului în care are loc această operație, corpurile de măcinare și plăcile de blindaj mai sînt supuse, suplimentar, și uzurii sub tensiune în medii corosive sau la temperaturi mai mari decît cea ambiantă.

Întrucît nu a fost cunoscută comportarea blindajelor în exploatare, în special în legătură cu corpurile de măcinare înalt rezistente la uzură, a fost necesară studierea legăturii dintre blindaje și corpurile de măcinare [2].

În mod tradițional, corpurile de măcinare se execută, prin forjare sau laminare, din oțeluri carbon și oțeluri slab aliate, consumurile specifice în exploatare fiind de 800—1 000 g/t ciment, 900—1 200 g/t minereuri cuprifere, 600—4 800 g/t bauxită.

În cadrul unor tehnologii clasice, plăcile de blindaj se execută prin turnare din oțeluri aliate tip Hadfield, avînd conținuturi de carbon hipereutectoide (0,9—1,4%), mangan (5—15,5%) și, eventual, alte elemente de aliere precum cromul (1,6—2,1%) sau molibdenul (0,9—2,2%). Pentru execuția acestor piese se mai utilizează și alte aliaje, de exemplu oțelurile cu structură perlitică crom-molibden, oțelurile turnate cu structură martensitică, oțelurile autocălibile de tip Cromosil sau oțelurile deformabile slab aliate.

Durata de exploatare a blindajelor executate din aceste materiale metalice este mică (2000—5000 h), ceea ce le face total neeconomice.

Uzura corpurilor de măcinare și a plăcilor de blindaj executate din astfel de aliaje este mare, dar și total neuniformă (fig. 1), aceasta conducînd la creșterea, în mod suplimentar, a consumurilor energetice specifice datorită scăderii randamentului de măcinare.

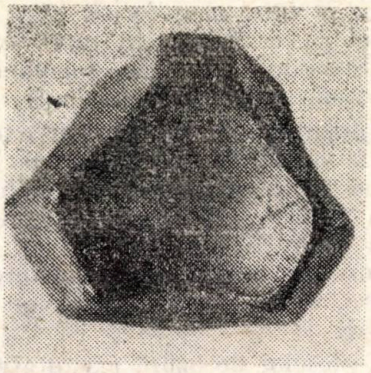
La mijlocul anilor '60, pentru execuția corpurilor de măcinare și plăcilor de blindaj au început să fie utilizate, cu succes, fontele albe cu masa metalică de bază martensitică, așanumitele fonte Ni-Hard, care s-au dovedit a fi, din punct de vedere al comportamentului în exploatare, superioare materialelor metalice clasice [3].

Costul pieselor de uzură executate din aliaje tip Ni-Hard, pe baza compozițiilor chimice, este mai ridicat decît în cazul utilizării oțelurilor; principalul inconvenient pe care aceste aliaje îl prezintă constă însă în lipsa de tenacitate la solicitările din exploatare. În cadrul unor tehnologii moderne aceste piese au început să fie realizate din fonte albe înalte aliate cu compoziție chimică complexă [4]—[6]. Piesele realizate din astfel de fonte asigură în exploatare parametri de anduranță foarte ridicați: 25—40 g/t ciment; 40—80 g/t minereuri cuprifere; 30—250 g/t bauxită în cazul corpurilor de măcinare și 20 000 — 50 000 h de funcționare pentru plăcile de blindaj. Acest comportament economic superior duce, în mod suplimentar, la reducerea frecvenței și duratei de întrerupere în exploatare (impuse de completarea încărcăturii morii cu corpuri de măcinare în vederea refacerii tonajului și suprafeței de măcinare ori înlocuirii blindajelor sparte sau uzate), precum și la reducerea consumurilor energetice specifice datorită păstrării formei sferice a corpurilor de măcinare și a profilului plăcilor de blindaj.

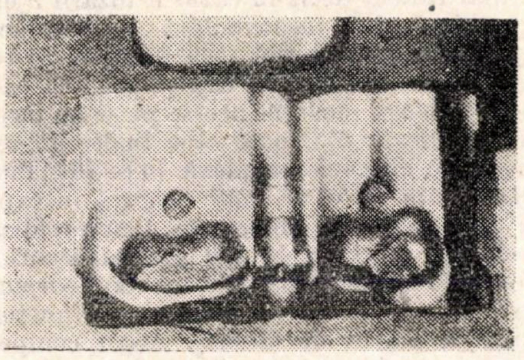
Piesele de uzură executate din fonte albe înalt aliate cu compoziție chimică complexă sînt, inițial, mai scumpe decît cele realizate din aliaje clasice, atît din cauza elementelor de aliere care intră în compoziția chimică cît și datorită faptului că proprietățile de exploatare impun aplicarea unor tratamente termice de călire și revenire; în final însă, datorită avantajelor arătate, aceste piese sînt mult mai economice, fapt pentru care, în prezent, iau o tot mai mare amploare producerea și utilizarea lor.

Economicizarea și simplificarea compoziției chimice, avînd în vedere natura și ponderea elementelor de aliere specifice acestor fonte, reprezintă deziderate stringente de ordin tehnico-economic.

Înlocuirea sau diminuarea unor elemente din compoziția chimică de bază presupune compensarea influențelor acestora prin alte efecte, utilizînd în mod corespunzător proprietățile, influențele și interacțiunile dintre acestea.



a



b

Fig. 1. Aspecte privind uzura corpurilor de măcinare realizate prin forjare sau laminare din oțeluri carbon sau oțeluri slab aliate (*a*) și a plăcilor de blindaj turnate din oțel austenitic manganos (*b*) [7]

Una dintre metodele moderne de obținere a caracteristicilor optime de exploatare se bazează pe proprietățile unor elemente care, introduse în topitură, în general înainte de turnare, în cantități reduse, produc modificările de structură necesare scopului urmărit, prin așa-numitul efect de modificare.

Condiții experimentale

Studiile și cercetările experimentale au fost efectuate asupra mai multor șarje de fonte albe înalt aliate, cu compoziții chimice de interes practic (tab. 1).

Aliajele au fost elaborate într-un cuptor de inducție de 150 kg cu căptușeală acidă. Încărcătura a fost alcătuită din fontă de înaltă puritate și fier ARMCO; feroaliajele au fost adăugate după următoarea formulă: FeCr 65%; FeMo65%; FeMn 78%, calcinate 3 h la 850°C. FeTi40% și FeV 40% calcinate 3 h la 850°C au fost adăugate cu cca 15 minute înainte de turnare.

Turnarea s-a efectuat în forme din amestec obișnuit de formare, în două reprize: la șarjele nr. 2 și nr. 3 jumătate din cantitate a fost turnată fără altă prelucrare în forme conținînd probe sub formă de bile Ø60 mm; cealaltă jumătate a șarjei a fost supusă unui tratament de modificare, utilizînd în acest sens un prealiaj complex de tipul FeNiMgNbB, după care a fost turnată în același tip de probe.

După solidificare, o serie de bile au fost supuse tratamentelor termice finale constînd din călire în condițiile 980°C/2h/aer ventilat și revenire 480°C/2h/aer, conform ciclului prezentat în figura 2.

În vederea desfășurării cercetărilor experimentale, din bilele respective au fost prelevate probe sub formă de disc Ø60×15 mm, prin tehnica electroeroziunii.

În continuare, au fost efectuate studii și cercetări privind modul comparativ de solidifi-

Tabelul 1

Compozițiile chimice ale fontelor studiate

Șarja nr.	Tipul fontei	Compoziția chimică, %										Observații
		C	Mn	Si	S	P	Cr	V	Mo	Ti	Ni	
1	FeCrMoVTi	2,27	1,03	1,33	0,038	0,033	16,35	0,33	1,50	0,2	0,08	Fontă cu structură nemodificată
2*A*	FeCrMoV	2,52	0,86	0,72	0,032	0,030	18,82	0,51	0,78	—	—	Fontă cu structură nemodificată
2*B*											0,58	Fontă cu structură modificată
3*A*	FeCrV	2,58	0,82	0,78	0,030	0,030	19,49	0,68	—	—	—	Fontă cu structură nemodificată
3*B*											0,62	Fontă cu structură modificată

care al aliajelor, studii de microscopie optică calitativă şi microscopie optică cantitativă (quantimet), determinări de proporţii de austenită şi martensită, determinări de duritate, determinarea comportamentului la uzura abrazivă.

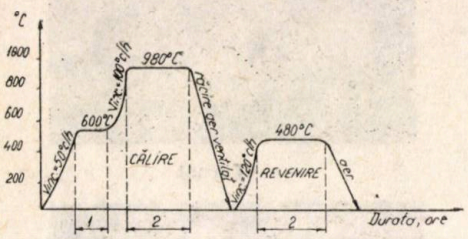


Fig. 2. Ciclul de tratament termic final aplicat corpurilor de măcinare supuse cercetărilor experimentale

Rezultate obţinute

Microscopie optică calitativă. Rezultatele studiilor de microscopie optică calitativă arată că, în funcţie de compoziţia chimică şi de modul de prelucrare, şarjele respective se diferenţiază evident din punct de vedere structural.

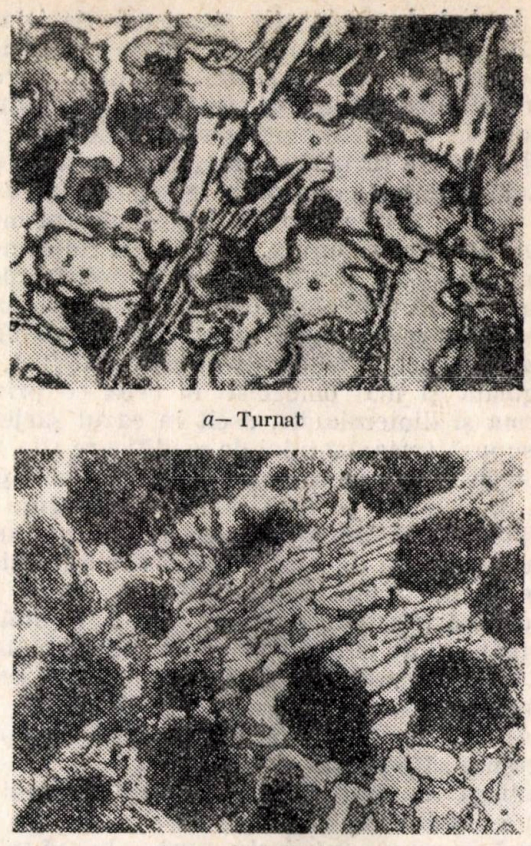
Structura de turnare a materialului şarjei nr. 1 (fig. 3,*a*) este alcătuită din formaţiuni de eutectic (M_7C_3 + austenită) plasate în masa metalică de bază formată, preponderent, din austenită. În masa metalică de bază se mai evidenţiază martensită aciculară şi un constituent de culoare neagră asemănător troostitei de călire; studiile de microscopie electronică de transmisie arată că acest constituent este, la rîndul său, alcătuit din martensită, carburi secundare deosebit de fine şi disperse şi austenită, aceste rezultate fiind în bună concordanţă cu cele obţinute de [8]. Trebuie remarcată structura relativ grosolană precum şi tendinţa carburilor eutectice de a se separa, preponderent, sub formă aciculară.

Tratamentele termice de călire aplicate materialului şarjei nr. 1 în condiţiile din figura 2 duc la modificări structurale importante, în special în ceea ce priveşte masa metalică de bază (fig. 3,*b*) : structura este alcătuită din formaţiuni de eutectic (M_7C_3+martensită) plasate în masa metalică de bază formată din martensită, carburi secundare globulare şi austenită reziduală.

Tratarea topiturii metalice cu prealiaje modificatoare se manifestă, în special, prin modificarea morfologiei, finisarea şi îmbunătăţirea gradului de dispersie a constituenţilor metalografici.

În figura 4 sînt prezentate micrografiile materialului şarjei nr. 2.

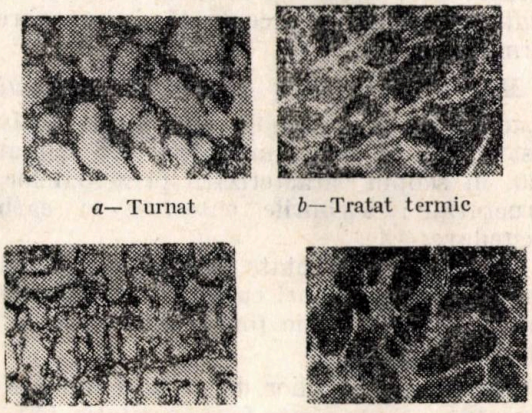
În stare turnată (fig. 4,*a*) structura este alcătuită din formaţiuni de eutectic (M_7C_3+austenită) plasate în masa metalică de bază formată din austenită şi, probabil, urme de martensită. După aplicarea tratamentului termic, conform diagramei din figura 2, structura este alcătuită



a—Turnat

b—Tratat termic

Fig. 3. Micrografiile optice ale materialului şarjei nr. 1. Atac Vilella. Mărire 400 :1 (*a*, *b*)



a—Turnat *b*—Tratat termic

c—Turnat *d*—Tratat termic

Fig. 4. Micrografiile optice ale materialului şarjei nr. 2*A* (*a*, *b*) şi 2*B*(*c*, *d*). Atac Vilella. Mărire 400 :1

din formaţiuni de eutectic (M_7C_3+martensită) plasate în masa metalică de bază formată din martensită, carburi secundare globulare şi austenită reziduală (fig. 4,*b*).

În cazul şarjei 2*B* supuse tratamentului cu prealiaj modificator FeNiMgNbB, din punct de vedere calitativ, constituenţii structurali sînt asemănători şarjei 2*A*, atît în stare turnată, cît şi după aplicarea tratamentului termic final.

Analizînd comparativ structurile şarjelor 2*A* şi 2*B* (fig. 4) se remarcă însă deosebiri evidente, în special, în ceea ce priveşte forma de prezentare a eutecticului, dimensiunile şi gradul de dispersie a constituenţilor structurali. La şarja 2*B*, în stare turnată, se remarcă tendinţa pregnantă a eutecticului de a se separa sub formă de rozete, acesta fiind de fapt aspectul morfologic structural optim, capabil să imprime un comportament corespunzător la solicitările de şoc şi uzură prin abraziune ale acestor tipuri de piese; în cazul fontei cu structură modificată (fig. 4,*c*), celula ledeburitică este mai fină, mai regulată şi mai omogenă în ceea ce priveşte forma şi dimensiunile, decît în cazul şarjei 2*A* nesupusă tratamentului de modificare (fig. 4,*a*).

Aceleaşi efecte se constată şi în cazul şarjei nr. 3. În stare turnată (fig. 5,*a*) structura este alcătuită din formaţiuni de eutectic plasate în masa metalică de bază formată din austenită şi martensită. După aplicarea tratamentului termic final (fig. 5,*b*), structura este alcătuită din formaţiuni de eutectic plasate în masa metalică de bază formată din martensită, carburi secundare globulare şi austenită reziduală.

Analiza comparativă a micrografiilor optice, corespunzătoare şarjei 3*B* şi şarjei nr. 1, evidenţiază tendinţa pregnantă a eutecticului din fonta modificată (fig. 5,*c*) de a se separa sub formă de rozete, într-o structură celulară relativ fină şi omogenă, în ceea ce priveşte mărimea de grăunte. În ceea ce priveşte structura materialului şarjei 3*A* nesupusă modificării (fig. 5,*a*), aceasta este relativ grosolană, eutecticul prezentînd o tendinţă accentuată de separare sub formă aciculară.

Microscopie optică cantitativă (quantimet). Studiile de microscopie optică cantitativă au fost efectuate pe un microscop tip Quantimet 720, în scopul caracterizării principalelor faze structurale: carburile eutectice şi carburile secundare.

Din datele prezentate în tabelul 2, rezultă că proporţiile de carburi eutectice, după aplicarea tratamentului termic final, sînt cuprinse între 16,85 şi 19,77%.

Calculul proporţiilor de carburi eutectice, în stare turnată, se poate face cu relaţia [5]:

$$\% K_e = 12{,}13 \cdot (\%C) + 0{,}55\ (\%Cr) - 15{,}2$$

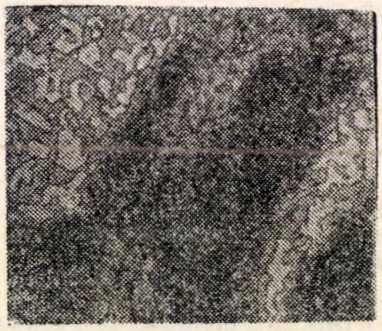
Datele calculate şi rezultatele obţinute experimental sînt prezentate în tabelul 3.

Faţă de valorile obţinute experimental pentru aliajele supuse tratamentului termic se observă că, în stare turnată, proporţiile de carburi obţinute prin calcul sînt mai mari. Urmează deci că, în cursul încălzirii pentru călire, are loc o punere, parţială, în soluţie a carburilor eutectice, această constatare fiind în bună concordanţă cu rezultatele obţinute [5]. Se remarcă, de asemenea, că şarjele nr. 2 şi nr. 3

a—Turnat

b—Tratat termic

c—Turnat



d—Tratat termic

Fig. 5. Micrografiile optice ale materialului şarjei 3*A* (*a*, *b*) şi 3*B*(*c*, *d*). Atac Vilella. Mărire 400 :1 (*a*, *b*, *c*) şi 1000 :1(*d*)

supuse modificării prezintă proporţii de carburi eutectice mai mari decît şarjele nemodificate.

Din datele comparative prezentate în tabelul 2 rezultă că cel mai mare număr de carburi eutectice pe unitatea de suprafaţă îl prezintă şarja nr. 2 în stare modificată (6397); urmează şarja nr. 3 în stare modificată (5781) şi şarja nr. 1 în stare nemodificată (5059). Şarjele nr. 2 şi

nr. 3 în stare nemodificată prezintă un număr mai redus de carburi eutectice (4814 respectiv 4578).

Cel mai mic diametru mediu al carburilor eutectice îl prezintă şarja nr. 2 în stare modificată (0,0073 mm). Şarja nr. 1 în stare nemodificată prezintă carburile eutectice cele mai grosolane (0,0102 mm), aceste rezultate fiind în bună concordanţă cu cele obţinute în cadrul studiilor de microscopie optică calitativă.

Repartiţia carburilor eutectice pe clase de dimensiuni arată că ponderea acestora se situează în clasele dimensiunilor fine (0—8 μm) după cum urmează: şarja nr. 2 modificată — 87%; şarja nr. 3 modificată — 85%; şarja nr. 2 nemodificată — 85%; şarja nr. 1 nemodificată — 83%; şarja nr. 3 nemodificată — — 79%.

Numărul de carburi eutectice pe un cîmp analizat arată că cele mai mici diferenţe (neomogenităţi în repartiţia acestora) le prezintă şarja nr. 2 modificată (1074); urmează şarja nr. 1 nemodificată (1075); şarja nr. 3 modificată (1089); şarja nr. 3 nemodificată (1134); şarja nr. 2 nemodificată (1261).

Aceste rezultate sînt confirmate şi de datele obţinute în ceea ce priveşte suprafeţele (maximă şi minimă) ocupate de carburile eutectice.

Studiile efectuate pentru evidenţierea carburilor secundare precipitate la tratamentul termic (tab. 4) arată că şarjele nr. 2 şi nr. 3 prezintă, în general, proporţiile cele mai ridicate (cca 11%, respectiv 10%); şarja nr. 1 prezintă un număr sensibil mai redus de carburi secundare (7,72%).

Cel mai mare număr de carburi secundare (tab. 4) pe unitate de suprafaţă îl prezintă şarja nr. 2 în stare modificată — 161 827; urmează şarja nr. 3 în stare modificată — 153 453; şarja nr. 3 în stare nemodificată — 140 273; şarja nr. 1 în stare nemodificată — 134 476 şi şarja nr. 2 în stare nemodificată — 134 439.

Cele mai fine carburi secundare le prezintă şarja nr. 2 în stare modificată (0,0006 mm); urmează şarja nr. 1 nemodificată (0,0007 mm); şarja nr. 3 modificată (0,0008 mm); şarja nr. 2 nemodificată (0,0008 mm) şi şarja nr. 3 nemodificată (0,0009 mm).

Repartiţia carburilor secundare pe clase de dimensiuni arată că ponderea acestora se află repartizată în clasele fine (0—1 μm).

Cea mai bună omogenitate în ceea ce priveşte suprafaţa ocupată de carburile secundare o prezintă şarja nr. 3 nemodificată, urmînd şarja nr. 3 modificată, şarja nr. 2 nemodificată, şarja nr. 2 modificată şi şarja nr. 1 modificată.

Difractometrie cu raze X. Proporţiile de martensită şi austenită au fost determinate pe un difractometru tip DRON 2.0 dotat cu goniometru GUR5 şi generator de înaltă tensiune VTP-60 utilizînd radiaţia MoKα. Pentru evitarea surselor exterioare de eroare, probele au fost prelevate prin electroeroziune, şlefuite manual pe hîrtie abrazivă, lustruite umed cu alumină şi supuse atacului chimic cu reactiv Vilella în vederea detaşării stratului superficial.

Prin această situaţie eroarea maximă datorată fondului cosmic este de 10%; eroarea instrumentală este conform cărţii tehnice a aparatului de 1,5%.

Calculul proporţiilor de martensită şi austenită a fost efectuat pe baza suprafeţelor cores-

Determinări cantitative privind carburile eutectice *Tabelul 2*

Caracteristica	Şarja nr. 1 tratată termic, nemodificată	Şarja nr. 2 tratată termic		Şarja nr. 3 tratată termic	
		A Nemodificată	*B* Modificată	*A* Nemodificată	*B* Modificată
Numărul de cîmpuri analizate	25	25	25	25	25
Mărirea de lucru	100 :1	100 :1	100 :1	100 :1	100 :1
Suprafaţa ocupată de carburi, %	16,85	18,43	19,56	18,61	19,77
Numărul de carburi pe mm^2	5 059	4 814	6 397	4 578	5 781
Diametrul mediu al carburilor, mm	0,0102	0,0095	0,0073	0,0090	0,0075
Repartiţia carburilor pe clase de dimensiuni:					
0— 2 μm	1 851	2 291	2 954	1 403	2 605
2— 4 μm	1 285	1 059	1 676	1 230	1 496
4— 8 μm	1 097	697	998	999	901
8—16 μm	692	668	616	721	601
16—32 μm	129	85	149	208	169
32—64 μm	4	14	3	16	9
64—128 μm	1	—	1	1	—
peste 128 μm	—	—	—	—	—
Suprafaţă ocupată de carburi, %:					
— maximă	18,62	19,14	21,48	19,68	22,20
— minimă	15,08	17,72	17,64	17,54	17,34

punzătoare maximumurilor liniilor de difracție ale celor două faze (fig. 6), utilizînd relațiile de corecție corespunzătoare elementelor de aliere de bază (raportul Cr/C).

În tabelul 5 se prezintă rezultatele obținute.

Din analiza datelor prezentate în tabelul 5 rezultă că, în toate cazurile, structurile de turnare conțin, pe lîngă austenită, și martensită. Șarjele 2 și 3 în stare turnată, supuse procesului de modificare, prezintă proporții de martensită mai mari decît șarjele nemodificate. După aplicarea tratamentului termic final, proporțiile de austenită reziduală sînt cuprinse între 3,58 și 5,23%, aceste valori încadrîndu-se în limitele optime unanim acceptate.

Microsondă electronică. Proprietățile de bază ale fontelor albe înalt aliate (rezistența la abraziune și rezistența la șoc) sînt determinate de tipul, morfologia, dimensiunile și distribuția carburilor și masei metalice de bază [9].

În figura 7 se prezintă, comparativ, diagramele de fază corespunzătoare fontelor cu 13%Cr.

Tabelul 3

Șarja nr.	Stare	Carburi eutectice determinate pe quantimet, %	Carburi eutectice calculate, %	Diferență
1	Nemodificat	16,85	21,32	4,47
2	Nemodificat	18,43	25,71	7,28
	Modificat	19,56	25,71	6,15
3	Nemodificat	18,61	26,80	8,19
	Modificat	19,77	26,80	7,03

Diferențele existente între aceste diagrame se datorează, probabil, neasigurării în mod riguros a condițiilor de echilibru la răcirea după solidificare a diverselor tipuri de aliaje.

În ambele situații, la aliajele cu 1,5—3,5%C, solidificarea începe prin separarea din topitură

Determinări cantitative privind carburile secundare *Tabelul 4*

Caracteristica	Șarja nr. 1 tratată termic, nemodificată	Șarja nr. 2 tratată termic		Șarja nr. 3 tratată termic	
		A Nemodificată	*B* Modificată	*A* Nemodificată	*B* Modificată
Numărul de grăunți analizați	25	25	25	25	25
Mărirea de lucru	500 :1	500 :1	500 :1	500 :1	500 :1
Suprafața ocupată de carburi, %	7,72	11,65	11,18	9,89	10,13
Numărul de carburi pe mm²	134 476	134 439	161 827	140 273	153 453
Diametrul mediu al carburilor, mm	0,0007	0,0008	0,0006	0,0009	0,0008
Repartiția carburilor pe clase de dimensiuni :					
0—0,5 μm	86 413	72 837	108 710	80 566	86 413
0,5—1 μm	24 675	32 702	32 900	27 251	34 733
1—2 μm	19 274	24 774	18 035	23 882	24 031
2—4 μm	4 114	4 126	2 182	8 574	8 276
Suprafața ocupată de carburi, % :					
— maximă	8,83	12,35	12,02	10,02	11,50
— minimă	6,61	10,92	10,36	9,90	9,20

Tabelul 5

Șarja nr.	Stare	Prelucrare	Proporția, %			
			Carburi eutectice	Austenită	Martensită	Carburi secundare
1	Nemodificat	turnat	21,32*	60,79	16,68	—
		tratat termic	16,85	5,23	70,20	7,72
2	Nemodificat	turnat	25,71*	66,14	8,15	—
		tratat termic	18,43	4,20	65,72	11,65
	Modificat	turnat	25,71*	65,09	9,20	—
		tratat termic	18,56	4,34	65,92	11,18
3	Nemodificat	turnat	26,80*	47,00	26,20	—
		tratat termic	18,61	3,58	67,92	9,89
	Modificat	turnat	26,80*	44,86	28,34	—
		tratat termic	18,77	3,86	67,24	10,13

* Valori obținute prin calcul

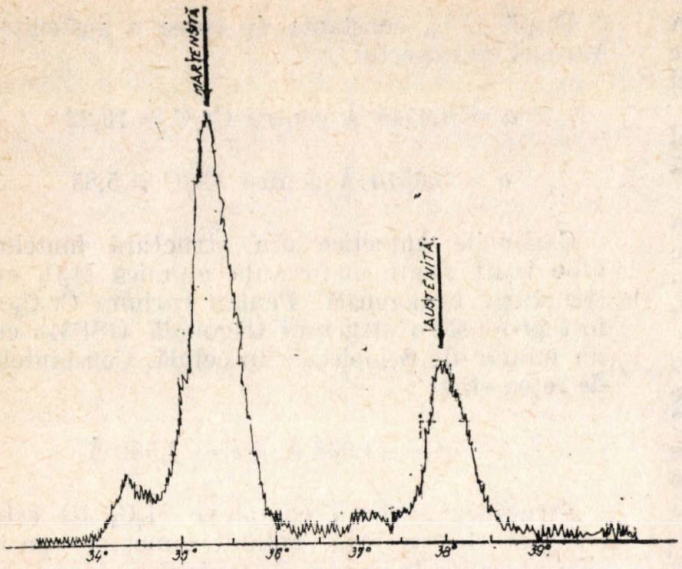


Fig. 6. Difractograma corespunzătoare materialului şarjei nr. 1, în stare turnată

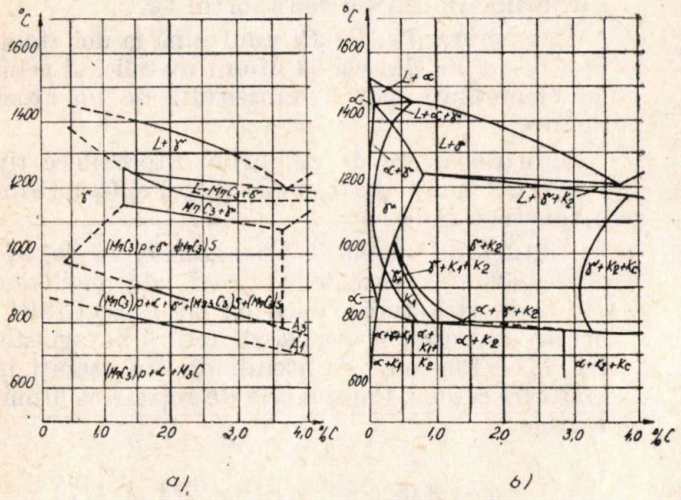


Fig. 7. Diagrama de fază a fontelor cu 13 % Cr :
a — domeniile de transformare determinate de Maratray;
b — domeniile de transformare determinate de Bungardt

a cristalelor de soluţie solidă γ, acest proces fiind încheiat printr-o solidificare de tip eutectic cu formare de cristale M_7C_3 şi γ.

În continuare, la răcire, austenita se descompune după o reacţie de tipul : $\gamma \rightleftarrows \gamma + M_7C_3$.

La temperaturi mai mici (între punctele A_3 şi A_1), în funcţie de conţinutul în carbon, descompunerea are loc după o reacţie de forma :

$$\gamma \rightleftarrows \gamma + \alpha + M_{23}C_6$$

Sub limita A_3 pot coexista trei faze : M_7C_3 ; α şi M_3C [10].

Precipitarea carburilor din austenită duce la modificarea conţinutului de Cr şi C al acesteia şi, în mod corespunzător, la ridicarea valorilor

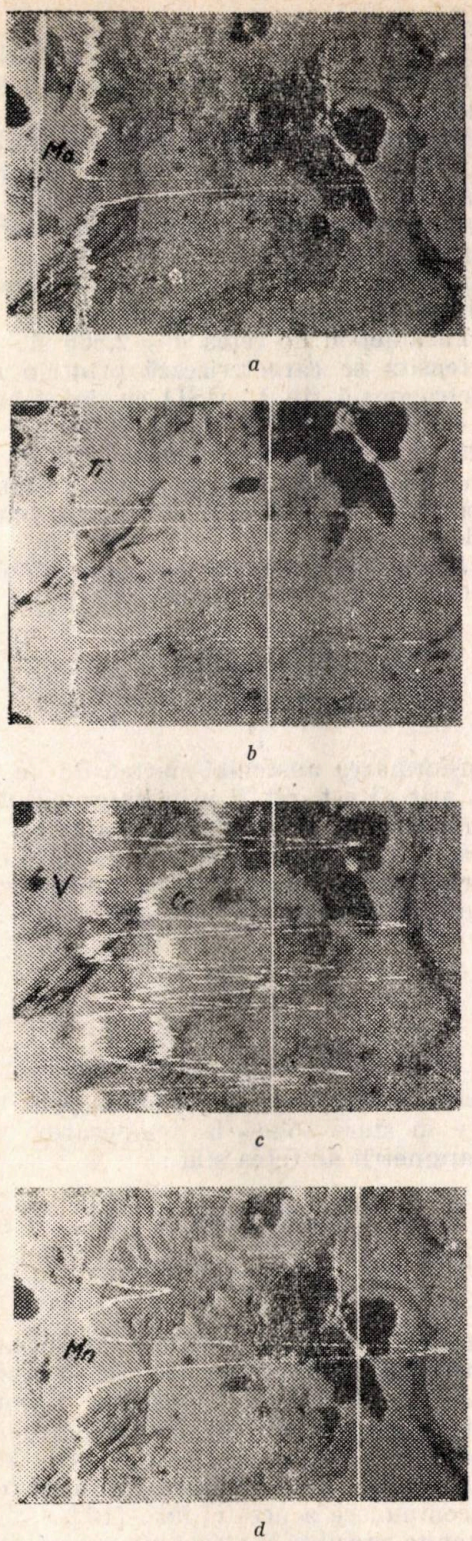


Fig. 8. Studiul la microsonda electronică a materialului şarjei nr. 1 în stare turnată. Atac Vilella. Mărire 600 :1
a — imaginea de compoziţie şi profilul curbei de variaţie a Mo pe direcţia trasată;
b — imaginea de compoziţie şi profilul curbei de variaţie a Ti pe direcţia trasată;
c — imaginea de compoziţie şi profilele curbei de variaţie a Cr şi V pe direcţia trasată;
d — imaginea de compoziţie şi profilul curbei de variaţie a Mn pe direcţia trasată

punctelor de transformare M_s și M_f; pe baza acestui proces, la efectuarea tratamentului de revenire este posibilă transformarea austenitei sărăcită în C și Cr în martensită.

În determinarea comportamentului global al fontelor albe înalt aliate, foarte importantă este structura acestora.

Faza α reprezintă o componentă stabilă a acestor aliaje și cristalizează în sistemul cubic cu volum centrat, atomii de Fe și Cr fiind plasați în nodurile rețelei, iar atomii de C în interstiții. Parametrul de rețea $a = 2{,}866$ Å.

Martensita se caracterizează printr-o structură tetragonală tip L_2' GSI4 cu doi atomi de Fe în celulă. Petch [11] arată că atomii de C sînt plasați fie pe mijlocul muchiei, fie pe fețele perpendiculare pe aceasta. În general, atomii de C ocupă un număr mai mic de 9% din numărul total de locuri.

Distanțele interatomice sînt dependente de conținutul de C după relațiile [12]:

$$a = 2{,}867 - 0{,}013 \ (\%C), \text{ Å}$$

$$c = 2{,}867 - 0{,}116 \ (\%C), \text{ Å}$$

Transformarea austenită-martensită se poate realiza atît direct, cît și prin intermediul unei faze martensitice tetragonale tip ε [13].

În cazul în care faza ε se formează în cursul proceselor de deformare plastică la temperatura ambiantă, parametrii de rețea sînt:

$$a = 2{,}540 \text{ Å}$$

$$c = 4{,}087 \text{ Å}$$

În cazul în care faza ε se formează prin transformare în stare solidă la temperaturi coborîte, parametrii de rețea sînt:

$$a = 2{,}532 \text{ Å}$$

$$c = 4{,}118 \text{ Å}$$

Austenita, constituent structural normal al fontelor albe înalt aliate, conține o anumită cantitate de Cr și Mo. Creșterea raportului Cr/C și a cantității de Mo mărește stabilitatea austenitei; de asemenea, conținuturile de Cr și C au un efect de stabilizare, inhibînd reacția de descompunere a acestei faze [10].

Austenita prezintă o structură cubică cu fețe centrate, tip GS22SFm3m, atomii de C ocupînd poziții interstițiale. La maximum de saturație, doar cca 8% din locurile interstițiale de tip octoedric sînt ocupate.

Constanta de rețea a austenitei variază, în funcție de conținutul de C, după relația [14]:

$$a = 3{,}555 + 0{,}044 \ (\%C), \text{ Å}$$

După [10], constanta de rețea a austenitei variază cu raportul Cr/C:

$$a = 3{,}6545 \text{ Å pentru } Cr/C = 10{,}22$$

$$a = 3{,}6510 \text{ Å pentru } Cr/C = 5{,}85$$

Carburile eutectice din structura fontelor albe înalt aliate au formula chimică M_7C_3 cu structura hexagonală. Pentru carbura Cr_7C_3 a fost propusă o structură trigonală GSP31c cu un număr de 8 molecule în celulă. Constantele de rețea sînt:

$$a = 14{,}008 \text{ Å și } c = 4{,}532 \text{ Å}$$

Structura carburii complexe M_7C_3 nu este complet determinată, nefiind cunoscute pozițiile atomilor în celula elementară.

Studii relativ recente [15] arată că există o dependență directă a constantelor de rețea ale carburilor în funcție de raportul Cr/C.

În carbura $(Cr, Fe)_7C_3$ unul pînă la doi atomi de Cr sau Fe din cei 56 atomi metalici ai celulei elementare pot fi substituiți de un atom de Mo.

Spre deosebire de carburile ortorombice tip Fe_3C, carburile hexagonale $(Cr, Fe)_7C_3$ nu sînt magnetice [16].

Alături de carburile hexagonale, în fontele albe pot fi prezente carburi de molibden Mo_2C cu structură cubică de tipul Mo_2C12F1; aceste carburi pot avea și structură hexagonală tip L_3GSP6_3/mm^3 cu atomii de Mo așezați în nodurile rețelei. Constantele de rețea sînt următoarele:

$$a = 3{,}002 \text{ Å}; \quad c = 4{,}724 \text{ Å} \ [17]$$

$$a = 3{,}012 \text{ Å}; \quad c = 4{,}735 \text{ Å} \ [18]$$

În figura 8 se prezintă rezultatele studiilor, efectuate asupra materialului șarjei nr. 1, în stare turnată.

Din analiza acestor date rezultă că, în carburile eutectice, sînt concentrate Cr, V și Mo (fig. 8, *a*, *c*) și, într-o măsură foarte redusă, și Mn (fig. 8,*d*).

Pe această bază se poate avansa supoziția că aceste carburi, de natură eutectică, sînt de tipul M_7C_3 sau $(Fe, Cr, V, Mo)_7C_3$; în cazul unor conținuturi mari de Mn în aliaj, aceste carburi pot fi de forma $(Fe, Cr, V, Mo, Mn)_7C_3$.

Manganul se evidențiază ca fiind concentrat preponderent în incluziuni nemetalice complexe de tipul oxisulfurilor de mangan (fig. 8,*d*).

În afară de carburile eutectice, Mo este evidențiat, de asemenea, și în cristale singulare de tipul Mo_2C (fig. 8,*a*).

Aceste rezultate sînt în concordanţă cu cele obţinute de [5]. În conformitate cu acesta, cca 53% din Mo existent în aliaj se află concentrat în carburile singulare Mo_2C.

Cantitatea de Mo prezentă sub formă de Mo_2C este dependentă de conţinutul total în molibden al aliajului, putînd fi determinată cu relaţia [5]:

$$\%\Delta Mo = 0{,}53\ (\%\,Mo) - 0{,}05$$

Circa 23% din cantitatea totală de molibden a aliajului se regăseşte dizolvată în austenită şi cca 24% în carburile complexe M_7C_3.

Titanul se evidenţiază ca fiind concentrat în carburi singulare de tipul TiC.

În structura de turnare se mai evidenţiază şi formaţiunile de culoare neagră, asemănătoare troostitei de călire, prezentate şi în cadrul studiului de microscopie optică calitativă, alcătuite din martensită, carburi secundare foarte fine şi disperse şi austenită.

Din rezultatele obţinute (fig. 8,*c*) se deduce că în aceste formaţiuni se găsesc concentrate Cr şi V, iar salturile pe care le înregistrează profilul curbelor de compoziţie confirmă existenţa în aceste formaţiuni a carburilor secundare fine şi disperse.

După aplicarea tratamentului termic final, în structura materialului şarjei nr. 1 se înregistrează modificări importante, în special în masa metalică de bază. Structura este alcătuită din formaţiuni eutectice (M_7C_3+martensită) plasate în masa metalică de bază formată din martensită, carburi secundare şi austenită reziduală.

Studiile de microsondă electronică arată că în carburile eutectice M_7C_3 se află concentrat Cr şi V (fig. 9, *a*, *d*); în acestea se mai află prezente şi Mn (fig. 9,*a*) şi Mo(fig. 9,*b*).

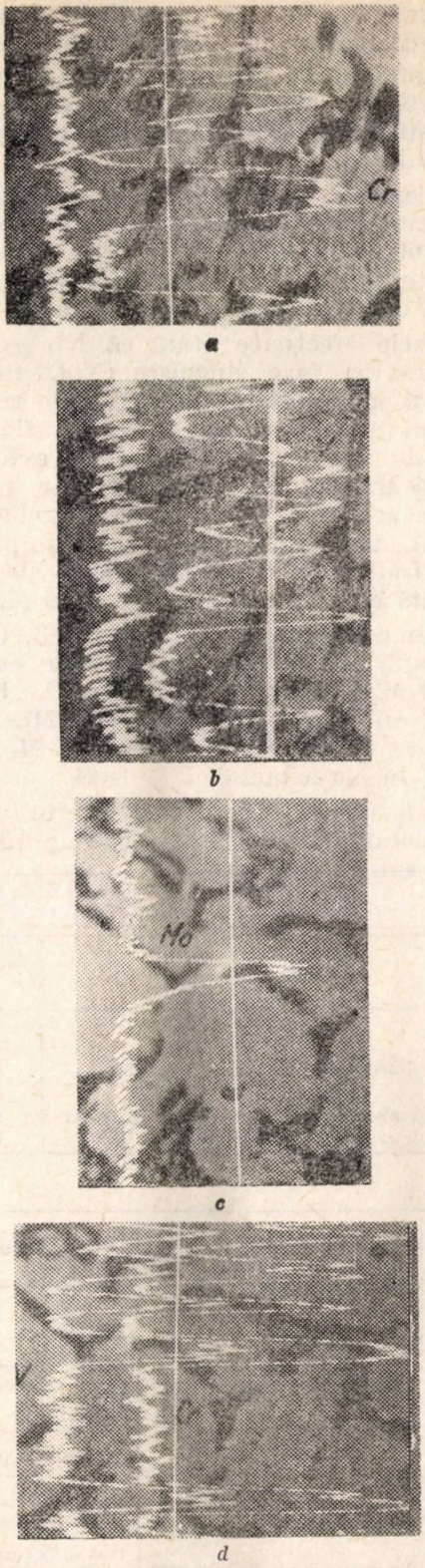
Molibdenul se află concentrat în carburile singulare Mo_2C (fig. 9, *c*).

Salturile pe care le înregistrează curbele de concentraţie, la traversarea cristalelor masei metalice de bază, confirmă existenţa în acestea a carburilor secundare precipitate, la tratamentul termic final.

Studiile de microsondă electronică efectuate asupra materialului şarjelor nr. 2 şi nr. 3, în stare nemodificată, duc la aceleaşi rezultate şi interpretări, în stare turnată şi după aplicarea tratamentului ca şi în cazul şarjei nr. 1.

Şarjele nr. 2 şi nr. 3 supuse tratamentului termic prezintă, după solidificare, o structură fină şi dispersă. Întrucît prealiajul modificator folosit a fost de tipul FeNiMgNbB este interesantă localizarea Mg, Nb şi B pentru explicarea, eventual, a mecanismului de modificare. Datorită solubilităţii ridicate a Ni în Fe, acest element se află dizolvat, după solidificare, în austenită (martensită).

Borul nu a putut fi localizat datorită lipsei cristalului spectrometru adecvat acestui ele-



a

b

c

d

Fig. 9. Studiul la microsonda electronică a materialului şarjei nr. 1 după aplicarea tratamentului termic final. Atac Vilella. Mărire 600 :1

a — imaginea de compoziţie şi profilele curbelor de variaţie a Cr şi Mn pe direcţia trasată; b — imaginea de compoziţie şi profilele curbelor de variaţie a Mo şi V pe direcţia trasată; c — imaginea de compoziţie şi profilul curbei de variaţie a Mo pe direcţia trasată; d — imaginea de compoziţie şi profilele curbelor de variaţie a Cr şi V pe direcţia trasată

ment; magneziul nu a putut fi localizat datorită cantităţilor prea mici asimilate în aliaj.

În figura 10 se prezintă rezultatele studiilor şi cercetărilor efectuate în vederea localizării Nb în structura aliajelor supuse tratamentului de modificare.

Imaginea de compoziţie, de ansamblu (fig. 10,*a*) prezintă o structură celulară fină, alcătuită dintr-un eutectic cu tendinţă de separare în rozete, plasate în masa metalică de bază formată din austenită şi martensită.

Analizele efectuate arată că Nb se găseşte concentrat în faze singulare (NbC) de formă globulară sau elipsoidală, plasate de regulă în interiorul grăunţilor de austenită (fig. 10,*b*). Alături de Nb, în aceste faze se mai evidenţiază prezenţa Mn (fig. 10,*c*). Este deci de presupus fie că la aceste faze sînt asociate, pelicular, la interfaţă, incluziuni nemetalice complexe de tipul oxisulfurilor de mangan, fie că aceste faze reprezintă carburi complexe de tipul (NbMn)C.

Ca şi în cazul şarjelor nr. 1 şi nr. 3, Cr, V şi Mo se află concentrate în carburile eutectice, de tipul M_7C_3 sau $(Fe, Cr, V, Mo)_7C_3$. Evident, în cazul în care există în aliaj, Mo se află concentrat şi în carburi de tipul Mo_2C sau, prezent, în masa metalică de bază.

Microduritatea şi duritatea. Determinările de microduritate au fost efectuate pe un microscop Epityp, sub sarcina de 100 g.

În funcţie de direcţiile de orientare ale diverselor faze şi constituenţi structurali, aceştia prezintă microdurităţi foarte diferite ca valoare (tab. 6).

În tabelul 7 se prezintă valorile determinărilor de duritate *HRC* pe secţiunea corpurilor de măcinare Ø60 mm, în diverse stări structurale.

După cum rezultă din datele înscrise în tabelul 7, în stare turnată, şarja nr. 3 prezintă duritatea cea mai mare (cca 50*HRC*); şarjele nr. 1 şi nr. 2 prezintă durităţi mai mici (cca 46*HRC*), în conformitate cu structurile pe care acestea le prezintă.

După aplicarea tratamentului termic final (călire în condiţiile 980 °C/2h/aer ventilat + revenire 480°C/2h/aer), cele mai mari durităţi le prezintă şarjele nr. 1 şi nr. 2 (62 respectiv 60 *HRC*). Şarja nr. 3, de compoziţie chimică economică, prezintă durităţile cele mai mici — cca 50 *HRC*.

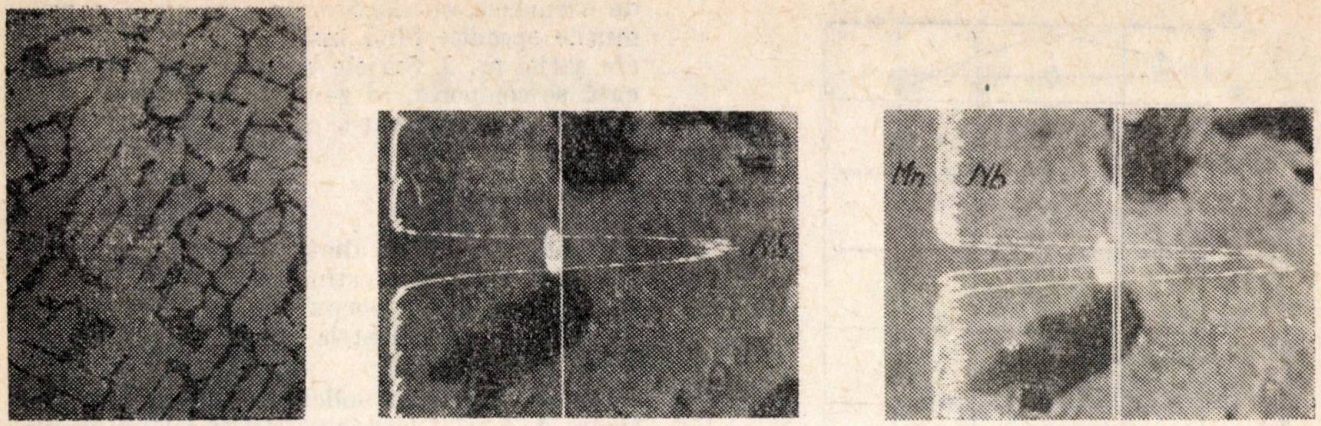
Comportarea la abraziune. Comportarea la abraziune a fost determinată pe o maşină de construcţie originală prevăzută cu disc abraziv Ø350 mm, care se roteşte în plan orizontal. Probele cu dimensiuni Ø20×20 mm, aduse la aceeaşi greutate, montate în ansamblu de cîte trei într-un cap revolver, au fost apăsate pe discul abraziv cu o sarcină de 1 g/mm. În timpul determinării probele s-au aflat într-o mişcare circulară relativă faţă de discul abraziv aflat în mişcare de rotaţie.

Tabelul 6

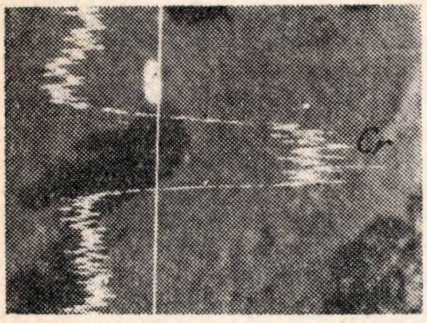
Constituent	Microduritate μHV	Constituent	Microduritate μHV
Austenită	450—550	Martensită + carburi secundare	800—1000
Martensită + austenită	500—750	Eutectic (tratat termic) (M_7C_3 + martensită)	1350—1550
Constituent asemănător troostitei de călire	650—800	Carburi eutectice	1400—1800
Eutectic turnat (M_7C_3 + austenită)	850—950		

Tabelul 7

Şarja nr.	Stare	Prelucrare	Duritatea *HRC*, la distanţă		
			Centru	1/2R	Suprafaţă
1	Nemodificat	turnat	46	46	46
		tratat termic	61	62	62
2	Nemodificat	turnat	47	47	46
		tratat termic	58	59	59
	Modificat	turnat	47	46	46
		tratat termic	60	60	60
3	Nemodificat	turnat	50	50	49
		tratat termic	56	57	57
	Modificat	turnat	50	49	50
		tratat termic	58	59	58



a b c



d

Fig. 10. Studiul la microsonda electronică a materialului şarjei nr. 2*B* modificată, în stare de turnare. Atac Vilella
a — imaginea de compoziţie. Ansamblu. 150 :1;
b — imaginea de compoziţie şi profilul curbei de variaţie a Nb pe direcţia trasată. 1 200 :1;
c — imaginea de compoziţie şi profilul curbelor de variaţie a Nb şi Mn pe direcţia trasată. 1 200 :1;
d — imaginea de compoziţie şi profilul curbei de variaţie a Cr pe direcţia trasată. 1 200 :1

Tabelul 8

Şarja nr.	Stare	Prelucrare	Diametrul discului, mm	Granulaţie, μm	Turaţie, rot/min	Presiune, g/mm²	Durata încercării, min	Pierdere în greutate, g
1	Nemodificat	turnat	350	400	232	1	60	0,622
		tratat termic	350	400	232	1	60	0,290
2	Nemodificat	turnat	350	400	232	1	60	0,646
		tratat termic	350	400	232	1	60	0,288
	Modificat	turnat	350	400	232	1	60	0,696
		tratat termic	350	400	232	1	60	0,192
3	Nemodificat	turnat	350	400	232	1	60	0,532
		tratat termic	350	400	232	1	60	0,314
	Modificat	turnat	350	400	232	1	60	0,528
		tratat termic	350	400	232	1	60	0,281

Determinarea comportării la uzura abrazivă s-a făcut prin cîntărire, evaluîndu-se în acest mod pierderea în greutate în unitate de timp.

În tabelul 8 se prezintă condiţiile experimentale şi rezultatele obţinute.

Din analiza datelor prezentate în tabelul 8 rezultă că, în stare turnată, comportamentul la uzura abrazivă este inferior, pierderile în greutate fiind cuprinse între 0,528 şi 0,696 g/h.

Tratamentul termic final, prin modificările structurale pe care le produce, în special asupra masei metalice de bază, duce la modificări pregnante în ceea ce priveşte comportamentul la uzura abrazivă.

Cele mai reduse pierderi se înregistrează la şarja nr. 2 de compoziţie chimică simplificată, supusă modificării (0,192 g/h); şarja nr. 3, de compoziţie chimică economică, supusă trata-

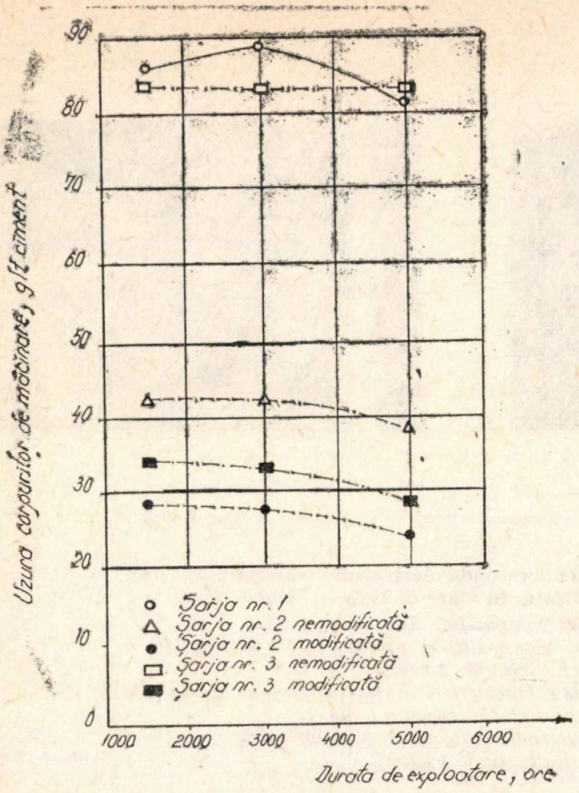


Fig. 11. Evoluţia pierderilor în greutate a corpurilor de măcinare Ø60 mm testate în exploatare în camera 1 a unei mori de ciment cu două camere Ø 4 900 × 15 000 mm

mentului de modificare, prezintă pierderi de greutate de aproximativ acelaşi ordin cu şarja nr. 1, de compoziţie chimică complexă.

Comportarea modestă, în ceea ce priveşte uzura abrazivă a şarjei nr. 1 de compoziţie chimică complexă, este legată de structura de turnare, în special de existenţa eutecticului grosolan, separat, preponderent sub formă aciculară.

Comportamentul în exploatare. Un număr reprezentativ de corpuri de măcinare Ø60 mm, care au făcut obiectul studiilor şi cercetărilor experimentale, au fost marcate din turnare prin găurire, polizate la exterior pentru a fi aduse la aceeaşi greutate şi introduse în camera 1 a unei mori de măcinat ciment, cu două camere, Ø 4900 × 15 000 mm.

La intervalele de 1 500, 3 000 şi 5 000 h de funcţionare a morii, o parte din bilele marcate au fost extrase din moară, analizate macroscopic şi supuse cîntăririi. S-a constatat că o parte din corpurile de măcinare turnate în cadrul şarjei nr. 1 s-au spart în exploatare (cca 3,5%).

În diagrama din figura 11 se prezintă evoluţia pierderilor în greutate, în exploatare, ale corpurilor de măcinare supuse experimentului.

Din datele prezentate rezultă că cel mai bun comportament la uzură îl prezintă şarja nr. 2 de compoziţie chimică simplificată cu structură modificată; şarja nr. 3 de compoziţie chimică economică cu structură modificată se comportă, de asemenea, satisfăcător în exploatare, consumurile specifice fiind însă mai mari decît cele ale şarjei nr. 2. Şarjele cu structură nemodificată se comportă, în general, nesatisfăcător în exploatare, consumurile specifice fiind ridicate.

Concluzii

Fontele albe înalt aliate reprezintă materiale metalice moderne destinate execuţiei de piese solicitate la uzură (corpuri de măcinare şi plăci de blindaje) în industria cimentului şi mineritului.

Aceste piese sînt solicitate în exploatare la uzura de impact (spargere şi oboseală) şi uzură abrazivă (alunecare şi rostogolire).

Compoziţiile chimice ale fontelor albe înalt aliate sînt deosebit de importante atît sub aspect economic, cît şi în ceea ce priveşte asigurarea comportamentului optim în exploatare.

În cadrul prezentei lucrări au fost efectuate studii şi cercetări experimentale asupra a trei tipuri de fonte: un aliaj complex de tipul FeCrMoVTi; un aliaj simplificat de tipul FeCrMoV şi un aliaj economic de tipul FeCrV. Aliajele de compoziţie chimică simplificată şi compoziţie chimică economică au fost studiate sub formă obişnuită de turnare (nemodificată) şi după tratarea topiturii cu prealiaj modificator (FeNiMgNbB), în vederea finisării structurii de turnare.

Studiile şi cercetările de microscopie optică calitativă şi cantitativă evidenţiază diferenţe apreciabile în ceea ce priveşte morfologia, gradul de fineţe şi de dispersie a constituenţilor structurali de turnare, în cazul aliajelor supuse tratamentului de modificare, în comparaţie cu aliajele nemodificate. În cazul şarjelor nr. 2 şi nr. 3, de compoziţie chimică simplificată, respectiv economică, structura de turnare este alcătuită din formaţiuni de eutectic cu tendinţă accentuată de separare în rozete, plasate într-o structură celulară fină şi dispersă în masa metalică de bază. Şarja nr. 1, de compoziţie chimică complexă, prezintă o structură de turnare relativ grosolană, alcătuită dintr-un eutectic cu tendinţă de separare preponderent acicular, plasat în masa metalică de bază.

Studiile de microscopie optică cantitativă arată că numărul carburilor eutectice pe mm² este mult mai mare în cazul şarjelor supuse tratamentului cu prealiaj modificator decît la şarjele nemodificate.

Astfel, la şarja nr. 1 nemodificată, se evidenţiază 5 059 carburi eutectice/mm²; la şarja nr. 2 nemodificată 4 814 carburi eutectice/mm²; la şarja nr. 2 modificată 6 397 carburi eutectice/mm²; la şarja nr. 3 modificată 5 781 carburi eutectice/mm².

Studiile şi cercetările de microsondă electronică evidenţiază existenţa în structură a unor

carburi eutectice complexe de tipul (Fe, Cr, Mo, V, Mn)$_7C_3$ și a unor carburi singulare de tipul Mo_2C și TiC în cazul șarjei nr. 1. În cazul șarjei nr. 2, în structură se evidențiază carburi eutectice complexe de tipul (Fe, Cr, Mo, V)$_7C_3$ și carburi singulare Mo_2C. În cazul șarjei nr. 3 în structură se evidențiază carburi eutectice de tipul (Fe, Cr, V)$_7C_3$.

Determinările de duritate arată diferențe legate în special de compoziția chimică a aliajelor.

Comportamentul la uzură abrazivă arată superioritatea fontelor albe înalt aliate cu compoziție chimică simplificată și economică, cu structură de turnare modificată, asupra fontelor cu structură nemodificată. Pierderile în greutate la abraziune sînt de 0,192g/h și 0,281 g/h la șarjele nr. 2 și 3 cu structură modificată față de 0,290 ; 0,288 și 0,314 g/h corespunzătoare șarjelor nr. 1, 2 și 3, cu structură nemodificată.

Comportarea în exploatare a corpurilor de măcinare cu structură de turnare modificată confirmă rezultatele studiilor și cercetărilor experimentale.

Uzura acestora este mult mai redusă decît cea a corpurilor de măcinare cu structură de turnare nemodificată.

În plus, în cazul corpurilor de măcinare turnate din fonte albe cu compoziție chimică complexă, s-au înregistrat spargeri în exploatare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Hoffman, K. În : Zement-Kalk-Gips, R.F.G., nr. 12, 1972, p. 575.
[2] Javansky, R., Hoff, F. În : Räeinstahl — Technik, R.F.G., nr. 2, 1966, p. 66.
[3] * * * Patent nr. 2353688, S.U.A.
[4] Avery, H. S., Chapin, H. J. *Abrasion Resistant Cr—Mo Cast Irons.* S.U.A., Patent nr. 2.410.682.
[5] Maratray, F. *Einflussfaktoren auf die Gefügestruktur des Chrom-und Chrom-Molybdän-legierten, weissen Gusseisens,* 1970.
[6] Dumitrescu, C., Albiță, Gh., Brânzan, A., Sofroni, L., Chira, I. *Corpuri de măcinare din fontă albă înalt aliată și procedeul de obținere a acestora,* Brevet, R.S.R., nr. 86, 883, 1985.
[7] Droshin, V. În : Zement-Kalk-Gips, R.F.G., 12, 1972, p. 571.
[8] Parks, J. În : Giesserei-Praxis, R.F.G., nr. 6, 1979, p. 81.
[9] Garber, M. E., Liseț, L. I., Rojkova, E.V., Tîpin, I.I. În : MITOM, nr. 11, 1968, p. 48.
[10] Maratray, F. În : Mém. Scient. Rev. Métall, Franța, nr. 2, 1971, p. 67.
[11] Petch, N.J. În : J. Iron and Steel Inst. S.U.A., 147, 1943, p. 221.
[12] Roberts, C.S. În : J. Metals, S.U.A., 5, 1953, p. 203,
[13] Rousseau, D., Blank, G., Tricot, R., Gussie, A. În : Mém. Scient. Rev. Metall., Franța 67, 1970, p. 315.
[14] Wever, F., Rose, A., Peter, W. În : Arch. Eisenhüttenwesen, R.F.G., 21, 1950, p. 367.
[15] Glowacki, Z., Baer, J., Senkzyk, D. În : Hutnik, R.P.P., 32, 1965, p. 399.
[16] Koch, W., Kolbe-Rohde, H. În : Zeitschr. für allgem. Chemie. R.F.G., 319, 1963, p. 312.
[17] Kuo, K., Hagg, G. Natura, 170, 1952, p. 170.
[18] Nowotny, H., Kieter, R. În : Zeitschr. Metallk. R.F.G., 36, 1947, p. 257.

Ecuația retasurii și interpretările ei

Prof. dr. ing. C. Wanyorek
Universitatea din Brașov

CZ : 621.746.77

A spune retasură înseamnă a spune maselotă, adică consumuri tehnologice suplimentare de metal, de energie și de manoperă — dar înseamnă și risc sporit de crăpături la cald sau la rece, de stare de tensiune reziduală, periculoasă, pentru rezistența la oboseală mai ales.

Se impune deci micșorarea pînă la dispariție, dacă se poate, a retasurii și, implicit, a maselotelor etc. prin cunoașterea, adîncirea și aplicarea teoriei capabile să explice, cît mai complet cu putință, mecanismul de formare a retasurii.

În principiu, e simplu. Retasura, adică contracția volumică, rezultă, fizic, la trecerea aliajului din starea lichidă (supraîncălzită tehnologic la o temperatură mai mare decît temperatura lichidus) în starea solidă (la temperatura solidus), volumul retasurii, V_r, fiind, în primă instanță, proporțional cu diferența volumelor specifice la respectivele temperaturi :

V_r = (volumul lichidului — volumul solidului) ;

$V_r = G$ (vol. specific lichid — vol. specific solid)

unde G reprezintă greutatea ansamblului piesă-maselotă.

Dar, mai există și un aspect tehnologic : umplerea și solidificarea fiind un proces dinamic [1], solidificarea poate, principial, să înceapă, și practic, de regulă, și începe chiar în decursul procesului de umplere, astfel încît la finele operației de umplere, în interiorul formei, pe pereții ei, s-a și format o primă crustă de solidificare, care conține, ca un pahar (de grosime inegală, imperfect și incomplect), un rest de metal lichid, încă nesolidificat, care poate determina contracția lichid-solid, numai el putînd genera retasura observabilă în piesa definitiv solidificată (fig. 1.)

Golind forma de turnare, cît mai rapid și exact în momentul în care s-a *terminat* umplerea ei, și cîntărind apoi restul solid rămas în formă, se află greutatea primei cruste solidificate. Cîntărind un ansamblu piesă-maselotă solidificat normal, după răcirea completă, se află greutatea G a volumului de aliaj lichid, total turnat.

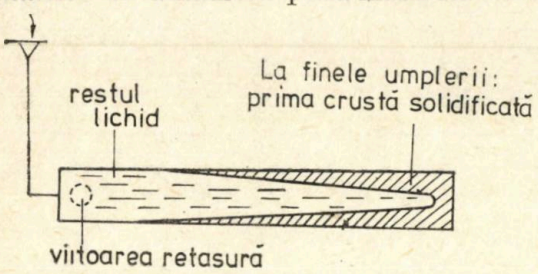


Fig. 1

Cu aceste elemente : volumele specifice respective ale lichidului (la temperatura de supraîncălzire tehnologică) și ale solidului (la temperatura solidus)—date fizice ale aliajului — și cu greutățile, la rece, ale primei cruste solidificate și ale ansamblului piesă-maselotă— date tehnologice, se poate scrie ecuația care exprimă volumul retasurii V_r sub formă de fracție zecimală din volumul lichid, V_t, total turnat :

$$V_r = \left(\frac{\text{vol. spec. lichid} - \text{vol. spec. solid}}{\text{vol. spec. solid}}\right) \cdot \left(\frac{\text{greut. piesă-maselotă} - \text{greut. primei cruste}}{\text{greut. piesă-maselotă}}\right) \cdot V_t$$

unde termenul (greut. piesă-maselotă —greut. primei cruste) reprezintă greutatea restului lichid, generatorul retasurii

$$V_r = \underbrace{\left(\frac{\text{vol. spec. lichid}}{\text{vol. spec. solid}} - 1\right)}_{\textit{aspect fizic calitativ}} \cdot \underbrace{\left(1 - \frac{\text{greut. primei cruste}}{\text{greut. piesă-maselotă}}\right) \cdot V_t}_{\textit{aspect tehnologic cantitativ}}$$

Raportul $V_r : V_t$ stabilit la temperatura solidus nu se mai schimbă prin răcirea imediat consecutivă solidificării, întrucît golul (retasura) se contractă solidar cu plinul (solidul).

Interpretare. Pentru micșorarea-anularea retasurii și a consecințelor prezenței ei, se impun următoarele :

Valori cît mai apropiate ale volumelor specifice lichid-solid. Aceasta se poate realiza prin supraîncălzire tehnologică minimă, prin alegerea de aliaje cu specific de contracție lichid-solid mic, prin preferarea aliajelor eutectice sau cvasieutectice, cu intervale ale temperaturilor lichidus-solidus cît mai restrînse.

Greutate relativă cît mai mare a primei cruste solidificate (idealul = la terminarea umplerii să fie terminată și solidificarea).

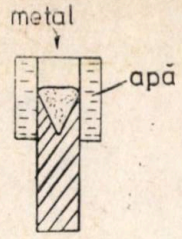
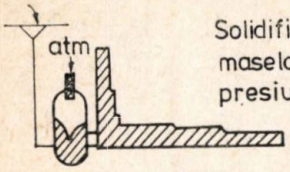


Fig. 2



Solidificarea intensiv dirijată: maselote oarbe, laterale, sub presiune atmosferică, alimentate direct din rețea

Fig. 3

De realizat: prin măsuri tehnologice, ca: turnarea cu supraîncălzire tehnologică minimă; turnarea în forme de turnare construite din materiale avînd o capacitate de răcire ridicată prin conductivitate și căldură specifică ridicate: forme crude, forme cu liant apos înghețat; forme cu răcitori interiori și/sau exterior; forme metalice simple sau răcite suplimentar; turnarea continuă (fig. 2); turnarea cu solidificare intens dirijată (fig. 3); turnarea cu viteză de umplere redusă.

Concluzia care se desprinde este că măsurile propuse sînt, parțial, contradictorii. Soluția, de la caz la caz, constă în găsirea, uneori dificilă, a unui compromis optim.

BIBLIOGRAFIE

Wanyorek. C.: Revista „Metalurgia și Construcția de mașini", R.S.R., 14, 1962, nr. 6, p. 494—501; 14, 1962, nr. 12, p. 1068—1078, 15, 1963, nr. 9, p. 554—561 și 15, 1963, nr. 11, p. 629—634.

Ing. CORNELIU VELINCOV

A încetat din viață Corneliu Velincov, eminentă personalitate a metalurgiei românești.

S-a născut în anul 1926 în comuna Sulița, județul Botoșani. După absolvirea Institutului politehnic din Iași, în anul 1949, și-a început activitatea în sectoarele de laminoare și în sectorul energetic din cadrul Combinatului siderurgic Reșița, activitate în care s-a remarcat ca un specialist cu deosebite calități.

Începînd din anul 1965 a fost numit în diferite munci de răspundere la Combinatul siderurgic Galați, ocupînd funcțiile de director de producție, director general adjunct și director general al Centralei industriale siderurgice Galați, pînă în anul 1980. În toată această perioadă a dat dovadă de reale calități de conducător, a organizat și a îndrumat cu competență și simț de răspundere sectoarele de muncă încredințate.

În anul 1980, a fost numit director al Combinatului siderurgic Călărași, punîndu-și toată experiența, puterea de muncă și cunoștințele tehnice în slujba construcției acestui obiectiv de seamă.

În întreaga activitate desfășurată în cele peste trei decenii, a reușit să cuprindă problemele vaste și de perspectivă ale industriei metalurgice românești, bucurîndu-se de respectul tuturor celor care l-au cunoscut.

Pentru meritele sale deosebite a fost răsplătit în numeroase rînduri cu ordine și medalii, a fost ales membru în Comitetul județean de partid, membru în Comitetul Central al partidului, precum și deputat în Marea Adunare Națională.

Prin încetarea din viață a specialistului și a omului de adîncă omenie care a fost Corneliu Velincov, metalurgia românească suferă o grea pierdere.

ÎNTREPRINDEREA-ANTREPRIZĂ DE CONSTRUCȚII MONTAJE METALURGICE ȘI REPARAȚII

Tîrgoviște

Str. Laminorului nr.5
telex: 17268 - I.C.M.M. Dîmboviţa
cod: 0200
Tîrgovişte, jud. Dîmboviţa

Execută lucrări de construcții-montaj pentru:

- combinate siderurgice
- fabrici de produse refractare
- întreprinderi de prelucrări metalurgice
- fabrici de produse cărbunoase
- întreprinderi de extragere şi prelucrare a aluminiului, precum şi reparaţii capitale de agregate siderurgice şi din industria aluminiului

1987 FEB 1 2

E 3280

1987-02-28

METALURGIA

1987 JAN 28

11

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXXVIII • NR. 11 • NOIEMBRIE 1986

ÎNTREPRINDEREA-ANTREPRIZĂ DE CONSTRUCȚII MONTAJE METALURGICE ȘI REPARAȚII

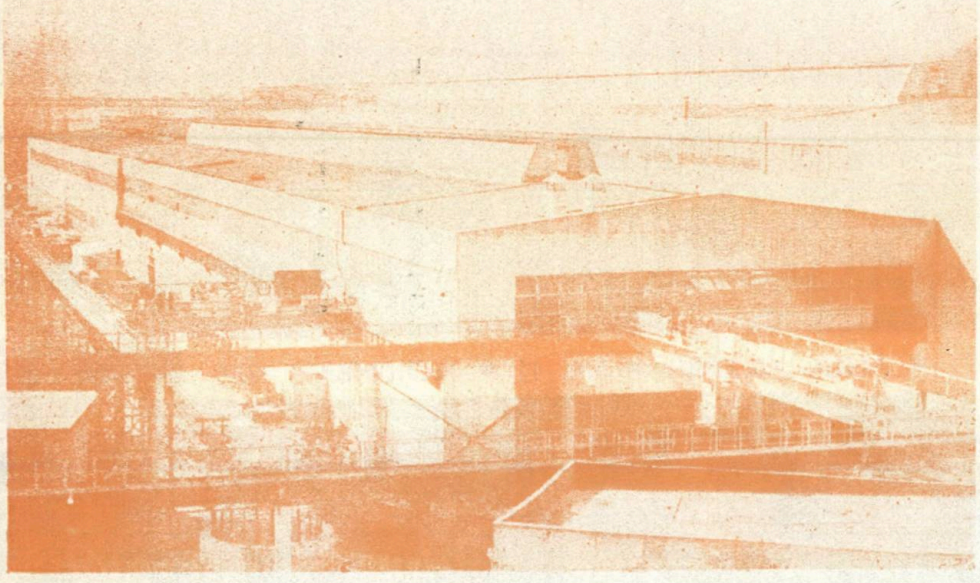
REȘIȚA

În execuţia lucrărilor de construcţii-montaj foloseşte procedee şi tehnologii noi, bazate pe mecanizare intensivă, în scopul ridicării productivităţii muncii şi obţinerii unei calităţi superioare, fiind dotată cu :

- automacarale şi macarale pe pneuri şi şenile cu capacitate pînă la 140 t;
- o gamă multiplă de utilaje terasiere, buldozere, excavatoare, autoîncărcătoare;
- instalaţii de prefabricare a elementelor de beton;
- instalaţii de sortare pentru obţinerea agregatelor necesare întregii producţii de beton fabricate în întreprindere

EXECUTĂ lucrări de construcţii-montaj specifice combinatelor siderurgice:

- Laminoare
- Furnale
- Baterii de cocsificare
- Fabrici de dolomită
- Oţelării Martin
- Fabrici de oxigen
- Instalaţii electrice de mecanizare şi automatizare
- Lucrări de CF şi drumuri
- Montaje de cuptoare pentru produse refractare
- Hale pentru construcţii metalice şi utilaj metalurgic



Str. 6 Martie, tel. 12950; 13186
Telex : 74218
REŞITA

METALURGIA

Anul 38 Nr. 11 noiembrie 1986

CUPRINS

LUCRĂRILE PREZENTATE LA SESIUNEA ȘTIINȚIFICĂ „ASIMILAREA DE NOI MATERIALE ÎN INDUSTRIA METALURGICĂ" CARE A AVUT LOC LA 24 OCTOMBRIE 1985, ÎN CADRUL SECȚIEI TEHNICE A ACADEMIEI R.S.R.

Gâdea, Suzana: **Materiale metalice dure cu compuși intermetalici** 531

Nanu, A. și *Lăncrăngean, Z.*: **Recuperarea și recondiționarea produselor din carburi metalice P10-P40** 545

Gâdea, Suzana, Petrescu, N., Petrescu, Maria și *Briſchi, Mirela*: **Tratamente de difuzie pentru obținerea de straturi cu compuși duri la suprafața pieselor metalice** 549

Drăgan, I., Constantinescu, V. și *Orban, R.L.*: **Contribuții la asimilarea fabricării unor materiale metalice deficitare, prin valorificarea superioară a resurselor refolosibile și elaborarea de aliaje cu proprietăți speciale** 558

Georgeoni, P., Gheorghiu, N., Gănescu, E. și *Arnici, N.*: **Folosirea unor procedee moderne la fabricarea și recondiționarea de piese sinterizate de înaltă performanță din carburi metalice WC—Co** . . . 563

Grigorescu, D.E., Corici, C., Andreica, I., Ardelean, M. Schulder, Codruța, Dumitrescu, Constanța, Albu, Aneta, Dincă, P. și *Aurelian, Fl.*: **Sortimente noi de carburi dure cu proprietăți superioare, utilizate în industrie** 570

Oprean, C., Nanu, D., Deac, V., Cernat, C., Rogoz, T., Stanco, I. și *Părău, O.*: **Electrod filiform din material feromagnetic pentru prelucrarea prin eroziune electrică** 574

REVISTA REVISTELOR 544, 557, 562, 573

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P.O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Președintele colegiului de redacție: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Tehnoredactor: MARIETA RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu nr. 23—25, București

---

I. P. „Informația" — c. 2572

PROGRAMUL SESIUNII

Referate

Prof. dr. doc. ing. **Suzana Gâdea**
Membru corespondent al Academiei R.S.România
Materiale metalice dure cu compuși intermetalici

Dr. ing. **Ianeu Drăgan**
Director general al ICEM
Optimizarea consumurilor energetice și de combustibil în industria metalurgică. Realizări și sarcini actuale

Comunicări

A. Nanu, Z. Lăncrăngean
I.P. Timișoara
Recuperarea și recondiționarea produselor din carburi metalice P 10 — P 40

Suzana Gâdea, N.Petrescu, Maria Petrescu, Mirela Brițchi — I.P. București
Tratamente de difuzie pentru obținerea de straturi cu compuși duri la suprafața pieselor metalice

I. Drăgan
V. Constantinescu
R.L.Orban
I.P. Cluj-Napoca
Contribuții la asimilarea fabricării unor materiale metalice deficitare, prin valorificarea superioară a resurselor refolosibile și elaborarea de aliaje cu proprietăți speciale

L. Frumosu și **I. Avram**
I.M. Neferal—București
Recuperarea în vid a componenților aliajelor dure sinterizate, dezagregate în zinc lichid

P. Georgeoni, E. Gănescu, N. Arnici, N. Gheorghiu
C.I.M.F.S.—Fabrica de diamante sintetice
Folosirea unor procedee moderne la fabricarea și recondiționarea de piese sinterizate de înaltă performanță din carburi metalice WC-Co

D.E. Grigorescu, C. Corlei, I. Andreica, M. Ardelean, Codruța Schulder, Constanța Dumitrescu, Aneta Albu, P. Dincă, Fl. Aurelian
C.I.M.N.R. — I.M.Neferal
Sortimente noi de carburi dure cu proprietăți superioare, utilizate în industrie

E. Oprean, D. Nanu, V. Deac, C. Cernat — Facultatea de mecanică — Sibiu
T. Rogoz, I. Stanco
I.C.P.E. — București
O. Părău — I.P.A. — Sibiu
Electrod filiform din material feromagnetic pentru prelucrarea prin eroziune electrică

N. Geru, D. Chircă, G. Coșmeleață, M. Mihai, M. Bane — I. P. București
O. Todiriță — Uz.23 August București
Structura și proprietățile oțelurilor rapide cu conținut scăzut de W și aliate cu 3% Nb

Fl. Oprea, A. Ciocan
Universitatea din Galați
N. Ciocan
I.N.E.T.O.F. — Galați
Feroaliaje de tipul Fe—Al și Fe—Al—Mn utilizate în procedeele de dezoxidare a aliajelor feroase

M. Ieneiu, P. Moldovan, N. Panait, Lidia Cristea
I. P. București
Materiale compozite pe bază de aluminiu

T. Sălăgean
Membru corespondent al Academiei R.S. România,
R. Pascu
Institutul de sudură — Timișoara
Corelarea tehnologiilor de sudare cu duritate maximă din zona influențată termic

M. Protopopescu, Hildegard Protopopescu
I. P. București
Aliaje de aluminiu de înaltă rezistență pentru construcții aeronautice

M. Trușculescu, R. L. Cucuruz
I. P. Timișoara
Cercetări asupra bronzurilor de aluminiu complex aliate, termociclate

---

Lucrările sesiunii vor apărea în două numere ale revistei (nr. 11 și nr. 12/1986). Gruparea lucrărilor s-a făcut pe criteriu tematic.

Silvia Vacu, V. Brabie, G. Neagu, M. Nicolae
I. P. Bucureşti
C. Boiangiu, A. Roman
C. M. Tulcea
Posibilităţi noi în alierea fontelor şi oţelurilor

H. Colan, V. Constantinescu
I. P. Cluj-Napoca
Cercetări în domeniul metalurgiei pulberilor în perspectiva asimilării şi fabricării în ţară a pulberilor metalice şi a unor produse sinterizate

C. Stănăşilă
I. C. C. Bucureşti
O. Stănăşilă
I. P. Bucureşti
O posibilitate de reducere a oxizilor de fier

G. Ailincăi, I. Alexandru, V. Bulaneea, C. Baciu
I. P. Iaşi
Tratamentul termic în domeniul criogenic, mijloc de reducere a consumului energetic în construcţia de maşini

M. Teodorescu
Universitatea din Galaţi
Cercetări privind prelucrabilitatea prin ambutisare în vederea reducerii consumului de material şi energie

D. Cioclov, R. Pascu, P. Bozu
Institutul de sudură Timişoara
Studiul rezistenţei oţelului G52/28 în mediu de hidrogen sulfurat umed, influenţa pasivării

CONTENTS

DC : 661.8 : 661.55 : 661.665

Gâdea, Suzana : **Metallic materials with hard compounds**

The author presents the increasing importance acquired lately by intermetallic compounds as hardening phases in alloys as well as independent materials used in : semi-conductor compounds ; super-conductor compounds, magnetic compounds and structural materials.

In the paper the author analyses the properties and applications of hard and refractory intermetallic compounds such as carbides, nitrides and borides.

Metalurgia 38 (1986), nr. 11, p. 531

DC : 669.054.8 : 661.665

Nanu, A. and *Lăncrăngean, Z.* : **Recovering and reconditioning of P10-P40 metal carbide products**

The paper presents the possibilities of recovering and reconditioning P type carbides by complex electrical-electrochemical errosion with a view to increasing the service life. Furthermore, the authors give the technological indications in order to ensure the final parameters.

Metalurgia 38 (1986), nr. 11, p. 545

DC : 621.785 : 621.793.2

Gâdea, Suzana, Petrescu, N., Petrescu, Maria and *Brifchi, Mirela* : **Diffusion treatment to obtain hard compound layers on the surface of metallic parts**

The paper presents the superficial alloying operation achieved by the diffusion of certain metallic elements with a view to forming layers with special chemical and mechanical properties. The processes are analysed from the theoretical point of view as well as from the point of view of the practical conditions of the processes. The paper presents a series of experimental results obtained by the authors when applying several thermochemical treatment processes of diffusion metal coating using diffusion couples existing in non ferrous metal systems as well as diffusion couples existing in steel transition metals.

Metalurgia 38 (1986), nr. 11, p. 549

DC : 669.054.8 : 669.2/.8

Drăgan, I., Constantinescu, V. and *Orban, R.L.* : **Contributions to the assimilation of certain scarce metallic materials by upgrading reusable resources and by obtaining alloys with special properties**

The authors present the researches carried out with a view to recovering tungsten and cobalt from the hard alloys included in warm cutting plates and draw dies, copper from coated plates or sheets, iron from sludges.

The highly hydrometallurgical method, which was established allows to obtain the recovered metals under the form of powders, which can be competitive from the point of view of quality with similar powders manufactured by other methods.

Metalurgia 38 (1986), nr. 11, p. 558

DC : 661.665 :621.762.4

Georgeoni, P., Gheorghiu, N., Gănescu, E. and *Arnici, N.* : **The use of modern processes in the manufacturing and reconditioning of sintered parts made of WC—Co metallic carbides with high performances**

The authors analyse certain modern technological versions used in the manufacturing of sintered parts made of WC—Co metalic carbides : cold isostatic pressure (C.I.P) — sintering and hot pressing (H.P.), hot isostatic pressure (H.I.P.) and the limits which may be reached by these technologies.

The authors point out the peculiarities of powders and of the adopted technology which may distinguish the properties, of the sintered parts, according to their destination.

Metalurgia 38 (1986), nr. 11, p. 563

DC : 661.665 : 669.27

Grigorescu, D.E., Corîci, C., Andreica, I., Ardelean, M., Schulder, Codruța, Dumitrescu, Constanța, Albu, Aneta, Dincă, P. and *Aurelian, Fl.*: **New types of high quality hard carbides used in industry**

The paper deals with the way of obtaining the tungsten carbide mixtures bound with wax and granulated by spraying.

In order to obtain high quality powders, high purity hydrogen obtained in adequate installations and wax binding are used. The adequate grainsize is obtained within an enclosure where the mixture is sprayed, dried and then granulated.

Metalurgia 38 (1986), nr. 11, p. 570

DC : 661.9.018.3

Oprean, C., Nanu, D., Deac, V., Cernat, C., Rogoz, P., Stanco, I. and *Pârău, O.* : **Ferromagnetic filiform electrode for electric errosion processing**

The paper presents a new solution for the filiform electrode with magnetic properties used or electric errosion processing. Furthermore, the authors present the manufacturing technology for the filiform electrode, the possibilities of activating the processing operation by electric errosion in magnetic field with this type of electrode as well as the experimental results obtained. The experimental researches have shown that the use of this type of electrode determines the increase of the working gaping, a reduced dispersion of working gaping dimensions as well as the fracture strength of the filiform electrode, as compared to the conventional copper one.

Metalurgia 38 (1986), nr. 11, p. 574

INHALT

DK : 661.8 : 661.55 : 661.665

Gâdea, Suzana : **Metallische Werkstoffe mit harte Verbindungen**

In der Arbeit wird die wachsende Bedeutung, in den letzten Jahren, der intermetallischen Verbindungen, nicht nur als härtende Phasen in den Legierungen, sondern auch als selbstständige Werkstoffe, vorgestellt, die bei den halbleitenden, hochleitenden, magnetischen Verbindungen und bei Baustoffen eingesetzt werden.

Im Beitrag werden die Eigenschaften und die Anwendungen der intermetallischen und feuerfesten Verbindungen, wie z.B. die karbid-, nitrid- und boridartige Verbindungen analysiert.

Metalurgia 38(1986), nr. 11, p. 531

DK : 669.054.8 : 661.665

Nanu, A. und *Lăucrăngean, Z.* : **Rückgewinnung und Wiederinstandsetzung der aus metallische Karbide hergestellten P10—P40—Produkte**

In der Arbeit werden die Möglichkeiten für die Rückgewinnung und Wiederinstandsetzung der P-Karbide, mit Hilfe einer komplexen elektrischen und elektrochemischen Erosion vorgestellt, mit dem Ziel die Zunahme der Betriebsdauerzu erhalten. Es werden ebenfalls die für die Sicherung von Endparameter notwendige verfahrenstechnische Hinweise angeführt.

Metalurgia 38(1986), nr. 11, p. 545

DK : 621.785 : 621.793.2

Gâdea, Suzana, Petrescu, N., Petrescu, Maria und *Brîtchi Mirela* : **Verschiedene Diffusionsbehandlungen für die Erhaltung von Überzügen mit harten Verbindungen auf der Oberfläche der Metallwerkstücke**

In der vorliegenden Arbeit wird auf das Oberflächenlegieren, erzielt durch die Diffusion einiger metallischen Elementen ; mit dem Ziel Überzüge mit besonderen chemischen und mechanischen Eigenschaften zu erhalten, behandelt. Die Vorgänge werden aus theoretischem und praktischem Gesichtspunkt analysiert. Es werden verschiedene Untersuchungsergebnisse vorgestellt, die anhand der Anwendung mehrerer termochemischen Diffusionsplattierungsbehandlungen ermittelt wurden, bei denen einige aus Nichtmetallsystemen und einige aus Stahlübergangsmetallen entstammende Diffusionspaare angewandt worden sind.

Metalurgia 38(1986), nr. 11, p. 549

DK : 669.054.8 : 669.2/.8

Drăgan, I., Constantinescu, V. und *Orban , R.L.* : **Beiträge zur Assimillerung der Herstellung einiger fehlender metallischer Stoffe, anhand einer höheren Verwertung der wiederverwendbaren Stoffe und der Herstellung von Legierungen mit speziellen Eigenschaften**

In der Arbeit wird auf die Erforschungen, bezüglich der Wiederverwertung des Wolframs und des Kobalts aus den Hartlegierungen die in spanenden Plättchen und im Zieheisen eingebaut sind, wie auch die des Kupfers aus dem plattierten Blech und des Eisens aus dem Schlamm, usw., hingewiesen.

Die festgesetzte, in erster Linie hydrometallurgische Wiederverwertungsmethode, führt zur Erhaltung von Metallen, die als Staub zurückgewonnen sind und die aus qualitativem Standpunkt verglichen mit ähnlichen, durch andere Verfahren hergestellten Staubarten, wettbewerbsfähig sind.

Metalurgia 38 (1986), nr. 11, p. 558

DK : 661.665 : 621.762.4

Georgeoni, P., Gheorghiu, N., Gănescu, E. und *Arnici, N.* : **Anwendung moderner Verfahren bei der Herstellung und Wiederinstandsetzung von aus WC-Co-Karbiden hergestellten Sinterteilen hochwertiger Qualität**

Es werden einige moderne verfahrenstechnische Varianten, die bei der Herstellung der aus WC-Co metallischen Karbiden hergestellten Sinterteile angewandt werden, wie : isostatisches Kaltpressen (C.I.P.), Sintern, Warmpressen (H.P.), isostatisches Warmpressen (H.I.P.) untersucht, sowie die Grenzen dieser Verfahrensweisen.

Gleichfalls werden die Besonderheiten des angenommenen Staubes und der Verfahrensweise hervorgehoben, die die Eigenschaften der Sinterteile, je nach ihrer Bestimmung differenzieren können.

Metalurgia 38 (1986), nr. 11, p. 563

DK : 661.665.669.27

Grigorescu, D.E., Corîci, C., Andreica, I., Ardelean, M., Schulder, Codruța, Dumitrescu, Constanța, Albu, Aneta und *Dincă, P.* : **Neue Sorten in der Industrie verwendeter harter Karbide mit hochwertigen Eigenschaften**

Die Arbeit behandelt die Herstellung einiger, mit Paraffin gebundener und durch Zerstäubung gekörnter, Wolframkarbidgemische.

Um einige hochwertige Pulvereigenschaften zu erhalten, wird hochreines, aus angemessenen Anlagen erhaltenen Wasserstoff verwendet und ebenfalls das Paraffinbinden angewendet. Die entsprechende Körnung wird in einem geschlossenen Raum ausgeführt, wo das Gemisch zerstäubt, getrocknet und gekörnt wird.

Metalurgia 38 (1986), nr. 11, p. 570

DK : 621.9.018.3

Oprean, C., Nanu, D., Deac, V., Cernat, C., Rogoz, T., Stanco I. und *Părău, O* : **Fadenförmige Elektrode aus ferromagnetischem Stoff, für die Verarbeitung durch elektrische Erosion**

Die Arbeit gibt eine neue konstruktionstechnische Lösung für die fadenförmige Elektrode-mit magnetischen Eigenschaften-die für die Verarbeitung durch elektrische Erosion eingesetzt wird. Es werden ebenfalls die Verfahrenstechnik der fadenförmigen Elektrode, die Aktivierungsmöglichkeiten des Verarbeitungsprozesses-durch elektrische Erosion im Magnetfeld, wie auch einige Untersuchungsergebnisse, vorgestellt. Die experimentellen Untersuchungen haben gezeigt, dass die Nutzung dieser Elektrodenart, das Wachsen des Betriebsspaltes, die Durchführung einer geringeren Streuung der Abmessungen des Betriebsspaltes, wie auch das Zunehmen der Bruchfestigkeit der fadenförmigen Elektrode, im Vergleich zu der traditionellen Kupferelektrode, zu Folge hat.

Metalurgia 38 (1986), nr. 11, p. 574

SOMMAIRE

CD : 661.8 : 661.55 : 661.665

Gâdea, Suzana : **Matériaux métalliques à composés durs**

L'auteur souligne l'importance accrue des composés intermétalliques en tant que composés intermétalliques d'alliages, ou en tant que matériaux indépendants, utilisés comme : composés semiconducteurs, composés superconducteurs, composés magnétiques et matériaux de construction.

L'article analyse les propriétés et les applications des composés intermétalliques durs et réfractaires tels que les carbures, les nitrures et les borures.

Metalurgia 38 (1986), nr. 11, p. 531

CD : 669.054.8 : 661.665

Nanu, A. et *Lăncrăngean, Z.* : **Récupération et réconditionnement des carbures métalliques P_{10}-P_{40}**

Les auteurs présentent les possibilités de récupération et de réconditionnement des carbures de type P, par érosion complexe électrique — electrochimique, à même d'augmenter la durée d'exploitation ; on mentionne également les indications technologiques nécessaires pour assurer les paramètres finals.

Metalurgia 38 (1986), nr. 11, p. 545

CD : 621.785 : 621.793.2

Gâdea, Suzana, Petrescu, N., Petrescu, Maria et *Brîtchi, Mirela* : **Traitements des diffusion à même d'obtenir des composants durs à la surface de pièces métalliques**

Les auteurs analysent l'alliage superficiel réalisé par la diffusion de certains éléments métalliques afin de former des couches à propriétés chimiques et mécaniques particulières. Les processus sont analysés du point de vue théorique et du point de vue des conditions pratiques de réalisation. On présente les résultats expérimentaux obtenus par les auteurs à la suite de l'application de plusieurs processus de traitement thermochimique de métallisation par diffusion, en utilisant des couples de diffusion en systèmes de métaux non ferreux de même que des couples de diffusion des métaux de transition avec l'acier.

Metalurgia 38 (1986), nr. 11, p. 549

CD : 669.054.8 : 669.2/.8

Drăgan, I., Constantinescu, V. et *Orban, R.L.* : **Contributions à l'assimilation de certains matériaux métalliques déficitaires par la mise en valeur supérieure des ressources réutilisables et par l'élaboration des alliages à propriétés spéciales**

Les auteurs présentent les recherches à même de récupérer le wolfram et le cobalt qui existent dans les alliages durs, qui font partie des plaquettes de ciselage et des filières usées, le cuivre des tôles plaquées, le fer des schlamms etc.

Par cette méthode de récupération, essentiellement hydrométallurgique, on obtient des métaux sous forme de poudres, comparables aux poudres similaires fabriquées par autres methodes en ce qui concerne la qualité.

Metalurgia 38 (1986), nr. 11, p. 558

CD : 661.665 : 621.762.4

Georgeoni, P., Gheorghiu, N., Gănescu, E. et *Arnici, N.* : **Procédés modernes de fabrication et de réconditionnement des pièces sintérisées en carbures métalliques WC-Co, à performance élévée**

Les auteurs analysent certaines variantes technologiques modernes utilisées à la fabrication des pièces sintérisées en carbures métalliques WC-Co : le pressage isostatique à froid (C.I.P.), la sintérisation, le pressage à chaud (H.P.), le pressage isostatique à chaud, (H.I.P) de même que les limites de ces technologies.

On souligne les caractéristiques de la poudre et des technologies adoptées qui peuvent différencier les propriétés des pièces sintérisées en fonction de leur destination.

Metalurgia 38 (1986), nr. 11, p. 563

CD : 661.665 : 669.27

Grigorescu, D.E., Corici, C., Andreica, I., Ardelean, M., Schulder, Codruța, Dumitrescu, Constanța, Albu, Aneta, Dincă, P. et *Aurelian, Fl.* : **Nouvelles classes de carbures dures à propriétés supérieures, utilisées dans l'industrie**

L'article analyse le mode d'obtention des mélanges de carbures de wolfram liées à la paraffine, granulés par pulvérisation.

En vue d'obtenir des poudres de qualité supérieure, on utilise l'hydrogène de haute pureté, obtenu dans des installations adéquates, de même que la liaison à la paraffine. Une granulation adéquate est obtenue dans un espace fermé où le mélange est pulverisé, séché et granulé.

Metalurgia 38 (1986), nr. 11, p. 570

CD : 621.9.018.3

Oprean, C., Nanu, D., Deac, V., Cernat, C., Rogoz, P., Stanca, I. et *Părău, O.* : **Electrode filiforme en matériel ferromagnétique pour le traitement par érosion électrique**

Les auteurs présentent une nouvelle solution constructive d'électrode filiforme à propriétés magnétiques, utilisé pour le traitement par érosion électrique. On présente également la technologie de fabrication de l'électrode filiforme, les possibilités d'activation du processus de traitement par érosion électrique en champ magnétique en utilisant ce type d'électrode de même que les résultats expérimentaux obtenus. Les recherches expérimentales ont démontré que l'utilisation de ce type d'électrode détermine l'élargissement de l'interstice de travail, la réalisation d'une dispersion plus réduite de la dimension de l'interstice de travail et l'augmentation de la résistance à la rupture de l'électrode filiforme, à l'encontre de l'électrode classique en cuivre.

Metalurgia 38 (1986), nr. 11, p. 574

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 661.8: 661.55: 661.665

Гыдя, Сузана: **Металлические материалы с твердыми соединениями**

Представлено возрастающее значение, получившее в последние годы интерметаллические соединения, как упрочняющие фазы, а также как самостоятельные материалы, применяемые на: полупроводящих, сверхпроводящих, магнитных соединениях и на строительных материалах.

В статье рассмотрены свойства и применения твёрдых и огнеупорных, интерметаллических соединений типа карбидов, нитридов, боридов.

Metalurgia 38(1986), nr. 11, p. 531

ДК: 669.054.8: 661.665

Нану, А. и *Лэнкрэнджеан, З.:* **Рекуперация и восстановление продуктов из металлических карбидов P_{10}—P_{40}**

В работе представлены возможности рекуперации и восстановления карбидов типа Р электрической-электрохимической, комплексной эрозией, для увеличения продолжительности эксплуатации, также представлены технологические указания необходимые обеспечению конечных параметров.

Metalurgia 38(1986), nr. 11, p. 545

ДК: 621.785: : 621.793.2

Гыдя, Сузана, Петреску, Н., Петреску, Мария и *Брицки, Мирела:* **Диффузионная обработка для получения слоев с твердыми соединениями на поверхности металлических сталей**

В работе рассматривается поверхностное легирование, произведенное диффузией некоторых металлических элементов, с целью образования слоев с особенными химическими и механическими свойствами.

Процессы анализированны с теоретической точки зрения, как и с точки зрения практических условий осуществления. Представлен ряд экспериментальных результатов, достигнутых авторами применением нескольких способов термохимической обработки для металлизации с диффузией, используя диффузионные пары из систем цветных металлов, как и диффузионные пары переходных металлов со сталью.

Metalurgia 38(1986), nr. 11, p. 549

ДК: 669.054.8: 669.2/.8

Дрэган И., Константинеску, В. и *Орбан, Р. Л.:* **Вклады в освоение производства некоторых дефицитных металлических материалов повышенным использованием оборотных ресурсов и выплавкой сплавов со специальными свойствами**

Представлены исследования для рекуперации вольфрама и кобальта из твёрдых сплавов, находящиеся в режущих плитках и изношенных фильерах, меди из плакированных листов, железа из шламов и т.д.

Установленный метод рекуперации, в основном гидрометаллургический, приводит к получению возвратных металлов в виде порошков, конкурентноспособных с подобными порошками, изготовляемые другими методами.

Metalurgia 38(1986), nr. 11, p. 558

ДК: 661.665.621.762.4

Джеорджеони, П., Георгиу, Н., Гэнеску, Е. и *Арнич, Н.:* **Применение современных способов при производстве и восстановлении спеченных деталей высокого качества из металлических карбидов**

Анализированы некоторые современные, технологические варианты, использованные при производстве спечённых деталей из металлических карбидов WC—Co: изостатическое холодное прессование-спечение, горячее прессование, изостатическое горячее прессование и пределы возможно достигнутые этими технологиями.

Отмеченны оссобенности порошка и применяемой технологии, которые могут дифференцировать свойства спечённых деталей в зависимости от их назначения.

Metalurgia 38(1986), nr. 11, p. 563

ДК: 661.665: 669.27

Григореску, Д. Е., Корыч, К., Андрейка, И., Арделян, М., Шулдер, Кодруца, Думитреску, Константца, Албу Анета, Динкэ, П. и *Аурелян, Ф. Л.:* **Новые сортаменты карбидов с высокими свойствами, применяемые в промышленности**

Работа представляет получение смесей карбидов вольфрама на парафиновой связке и гранулированные распылением.

С целью получения порошков высокого качéства используется водород высокой чистоты, достигнут в соответствующих установках, а также и парафиновую связку.

Получение соответствующей грануляции приводится в закрытом пространстве, где смесь распыляется, сушится и гранулируется.

Metalurgia 38(1986), nr. 11, p. 570

ДК: 621.9.018.3

Опрян, И., Нану, Д., Деак, В., Чернат, К., Рогоз, П., Станко, И. и *Парэу, О.:* **Нитевидный электрод из ферромагнитного материала для переработки электрической эрозией**

Работа представляет новое конструктивное решение нитевидного электрода с магнитными свойствами, использованного для переработки электрической эрозией. Представлены также технология производства нитевидного электрода, возможности активации процесса переработки электрической эрозией в магнитном поле этим типом электрода и некоторые достигнутые экспериментальные результаты. Экспериментальные исследования показали, что использование такого вида электрода обусловливает рост рабочего зазора, осуществление меньшей дисперсии размеров рабочего зазора и повышение прочности при растяжении нитевидного электрода, по сравнению с классическим медным электродом.

Metalurgia 38(1986), nr. 11, p. 574

METALURGIA 11

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1986

Prof. dr. doc. ing. Suzana Gâdea
membru corespondent al Academiei R.S.R.

Materiale metalice dure cu compuşi intermetalici

CZ: 661.8:661.55:661.665

Crearea, dezvoltarea şi producerea industrială de noi materiale au un loc deosebit în evoluţia tehnologică, deţinînd poziţii cheie într-o serie de domenii tehnice, cu precădere în cele ale tehnicilor de vîrf.

Compuşii intermetalici reprezintă o categorie de materiale a căror pondere în aplicaţiile materialelor metalice este în creştere.

Interesul pentru aceste materiale este reflectat şi de tematica din acest an a prezentei sesiuni ştiinţifice, în care o serie de comunicări sînt axate pe materiale în care compuşii intermetalici deţin un rol preponderent.

Rolul clasic al compuşilor intermetalici, de faze durificatoare în aliaje, este astăzi bine fundamentat teoretic, iar gama aliajelor ce conţin compuşi durificatori este în continuă creştere. În tabelul 1 sînt prezentate în evoluţie în timp cîteva familii de aliaje structurale ale căror proprietăţi sînt condiţionate de prezenţa compuşilor intermetalici. Se constată o accelerare în ultimele decenii : dacă pentru babbitul de lagăre au fost necesari, în secolul trecut, 50 de ani între data descoperirii compoziţiei optime a aliajului şi momentul identificării compusului SnSb, pentru oţelurile ultrarezistente de tip maraging această perioadă s-a redus la patru ani — din 1959 pînă în 1963, cînd au fost identificaţi compuşii durificatori Ni_3Ti, Ni_3Mo şi $(Fe, Ni)_2Ti$.

De o semnificaţie deosebită este faptul că, în ultimele decenii, compuşii intermetalici s-au dezvoltat nu numai ca faze durificatoare în aliaje, dar şi ca materiale de sine-stătătoare utilizate pentru proprietăţile lor intrinseci : compuşi semiconductori, compuşi supraconductori, compuşi magnetici şi, în paralel, ca materiale de construcţie. Cu această ultimă destinaţie compuşii duri de tipul carburilor, nitrurilor sau borurilor au devenit baza unor noi materiale structurale pentru o serie de domenii speciale, cum sînt cele ale materialelor de scule, ale materialelor rezistente la uzură, ale materialelor pentru temperaturi înalte. Cermeturile cu carburi dure obţinute prin metalurgia pulberilor, compozitele durificate cu fibre, piesele sinterizate din carbură sau din nitrură de siliciu pentru construcţia motoarelor termice de temperaturi foarte înalte reprezintă astfel de materiale structurale noi, constituite în mod majoritar sau chiar în totalitate din compuşi intermetalici duri. Materialele structurale pe bază de compuşi duri devin materiale cheie pentru construcţia de maşini, care utilizează scule şi piese rezistente la uzură din cermeturi cu carburi, pentru construcţia motoarelor termice şi a turbinelor termoenergetice, pentru construcţii aerospaţiale, pentru industria chimică ce utilizează materiale rezistente la temperaturi înalte. Carburile, borurile şi nitrurile refractare interesează tot mai mult ca materiale pentru electrozi în electrochimie şi electrometalurgie. Compuşii duri apar ca materiale deosebit de promiţătoare în domenii din cele mai avansate orientate spre viitor, cum este spre exemplu producerea energiei prin fuziune nucleară, care reprezintă speranţa energeticii viitorului. Astfel compuşii duri şi refractari ca nitrurile de B, de Al, de Si, de Ti, carbura de titan, oxidul de crom sînt utilizaţi pentru peretele de contact cu plasma în instalaţia de tip TOKAMAK de obţinere a energiei prin fuziune nucleară. Conceptul TOKAMAK reprezintă la ora actuală cea mai avansată versiune tehnică de producere a energiei prin fuziune nucleară, dar realizarea sa practică depinde şi de disponibilitatea unor materiale care să reziste la eroziune şi oboseală termică în contact cu plasma. Pretenţiile asupra acestor materiale cresc pe măsură ce puterea şi densitatea plasmei din instalaţie devin mai mari.

În aplicaţiile lor ca bază pentru materiale structurale noi, compuşii intermetalici duri şi refractari de tipul carburilor, nitrurilor şi borurilor au proprietăţi condiţionate de aceleaşi concepte ale metalurgiei fizice care acţionează

Tabelul 1

Aliaje reprezentative cu compuşi intermetalici

Metalul de bază	Aliajul	Aplicaţii şi proprietăţi	Data descoperirii compoziţiei favorabile	Data identificării compusului	Compusul intermetalic
Sn	Babbit	— lagăre	1839	1897	SnSb
Al	Dural	— uşor — rezistent	1906	1919	$\theta(CuAl_2)$
Al	Zicral	— uşor — rezistent	1926	1950	$MgZn_2$
Co	Permendur	— flexibil — permeabilitate magnetică	1927	1939	FeCo
Fe	— oţeluri inoxidabile durificabile prin precipitare	— rezistent — anticorosiv	1946	1962	Ni_3Ti (NiFe)Al
Fe	— oţel maraging	— rezistenţa ultraînaltă	1959	1963	Ni_3Ti Ni_3Mo $(Fe, Ni)_2Ti$

în determinarea proprietăţilor aliajelor tradiţionale şi anume constituţia, structura şi defectele acesteia.

Carburile reprezintă grupul de compuşi intermetalici duri cu cea mai largă utilizare, sintetizaţi în stare pură încă de la începutul secolului. Aşa cum rezultă din tabelul 2, în care sînt prezentate proprietăţile fizice şi mecanice ale principalelor carburi de interes ca materiale structurale (carbura de Be, carbura de B, carbura de Al, carbura de Si, carburi ale metalelor de tranziţie), caracteristice pentru aceşti compuşi sînt temperatura ridicată de topire, duritatea, conductivitatea electrică şi termică bună, stabilitatea chimică. Fragilitatea inerentă carburilor a împiedicat pînă de curînd utilizarea lor ca materiale monofazice în aplicaţii în care intervin solicitări mecanice mari. Această deficienţă a fost eludată prin utilizarea carburilor în compozite cu matrice metalică de tip cermet, cum sînt binecunoscutele materiale dure pentru scule cu carbură de wolfram sinterizată şi liant de cobalt. O a doua cale o constituie utilizarea carburilor sub formă de strat superficial format prin depunere chimică sau fizică din vapori sau prin tratamente termochimice, care, de asemenea, sînt abordate în tematica sesiunii.

Diagramele de echilibru fazic din figurile 1, 2 şi 3 ale sistemelor care conţin carburile de interes practic sugerează dificultăţile de sinteză directă a carburilor, dificultăţi legate de temperaturile de topire foarte înalte, de domeniul larg de omogenitate (care împiedică obţinerea unei stoichiometrii precise), de solubilităţile largi în stare solidă în sistemele ternare Me-C-N sau Me-C-O (ceea ce duce la impurificare cu azot şi oxigen). Impurităţile dizolvate şi nestoichiometria, cuplată uneori cu prezenţa carbonului liber, sînt cauze importante ce influenţează proprietăţile carburilor.

Pentru evitarea dificultăţilor de sinteză directă, tehnologia de fabricaţie a carburilor face apel la reacţii indirecte, dintre care cele mai reprezentative sînt cele indicate în tabelul 3.

Aşa cum arată reprezentările din figura 4, carburile de interes practic (de Be, de Si şi de metale de tranziţie) au structuri cristaline caracterizate prin straturi cu împachetare densă a atomilor metalici stivuite într-o anumită succesiune în spaţiu. Atomii de carbon ocupă interstiţiile trigonale, octaedrice sau tetraedrice formate între straturile metalice compacte. Fenomenele de difuzie, care condiţionează comportarea carburilor în aplicaţii la temperaturi înalte, se produc separat în cele două subreţele constituite din atomii metalici, respectiv din atomii de carbon, printr-un mecanism bazat pe participarea vacanţelor. Vacanţele din subreţeaua metalului sînt de natură termică, pe cînd cele din subreţeaua carbonului sînt de natură st ucturală cu posibilitate de distribuţie ordonată sau dezordonată, cu consecinţe în procesul de difuzie. Aranjamentul compact al atomilor metalici, aspectul metalic precum şi proprietăţile de conductivitate electrică ale carburilor metalelor de tranziţie sînt indicii ale caracterului metalic al legăturii interatomice; de aici derivă denumirea de „metal dur" dată acestor carburi în terminologia germană.

Două din cele mai importante carburi de interes practic actual, carbura de siliciu (SiC) şi carbura de bor (B_4C), au legături covalente puternic dirijate, ele neaparţinînd categoriei compuşilor interstiţiali în care se includ car-

Proprietăţi fizice şi mecanice ale carburilor *Tabelul 2*

Proprietăţile	C (diamant)	Carbura											
		Be_2C	B_4C	Al_4C_3	SiC	SiC	TiC	ZrC	HfC	VC	NbC	TaC	ThC
Structura	A_4	C_1	Hex.	D71	Hex.	B3	B1	B1	B1	B1	B1	B1	B1
Parametrul reţelei, A°	3,56	4,34	a= 5,61 c=12,07	8 547		4 358	4 330	4 695	4.646	4 182	4 466	4 456	5,29
Temperatura de topire, °C	>3 500	2 400	2 450	2 800	~ 2700	~2700	3 250	3 540	4.890	2 830	3 500	3 880	2 625
Densitatea, g/cm³	3,515	2,44	2,51	2,99	3,208	3 210	4,95	6,57	12,6	5,83	7,81	14,3	10,9
Rezistivitatea electrică μΩcm	$>10^{20}$	$1,1\times10$	$0,2-7\times10^6$	...	$0,41\times10^6$	$2,13\times10^6$	60—250	57—75	...	156	60—150	41—175	...
Conductivitatea termică cal/cm °C.s	0,33	0,05	0,07	...	...	0,01	0,041	0,049	...	...	0,034	0,053	...
Modulul Young, 10^6 psi	90	~6	65	...	...	68	60	64,0	...	39,2	49,0	41,4	...
Coeficientul de dilatare termică, 10^6 °C	~1	10,5	4,5	...	...	3,9	5,5	6,0	6,6	...	6,0	5,5	...
Coeficientul Poisson	...	...	...	...	...	0,19	0,20	0,26	...	...	...	...	...
Microduritatea, daN/mm²	6 000—8 000	2 700	5 000	...	3350	...	3 200	26 000	2 900	2 800	2 400	1 800	1 000
Rezistenţa la compresiune, 10^3 psi	280	105	414	...	...	150	...		...	89	...	...	...
Modulul de rupere, 10^3 psi	70	14	71	...	...	60	124	49	...	...	...	1 300	...
Energia superficială, erg/cm²	...	...	...	...	...	840	1 200	800	...	1 700	...	...	...

(continuare tab. 2)

Proprietăţile	Carbura												
	UC	MoC	WC	Mo_2C	W_2C	Cr_3C_2	Cr_7C_3	$Cr_{23}C_6$	V_2C	Nb_2C	Ta_2C	ThC_2	UC_2	U_2C_3
Structura	B1	B_h1	Bh	L'_3	L'_3	$D5_{10}$	Trigonal	$D8_4$	$L^2_{\prime}$	L'_3	L'_3	Monoclinic	$C11_a$	$D5_c$
Parametrul reţelei A°	4,96	a=2,898 c=2,809	a=2,906 a=2,837	a=3,002 c=4,724	a=2,995 c=4,726	a=5,53 b=2,827 c=11,48	a=14,03 c=4,532	10,659	a=2,906 c=4,597	a=3,117 c=4,962	a=3,106 c=4,945	a=6,53 b=4,24 c=6,56	a=3,524 c=5,898	8,088 2 400
Temperatura de topire, °C	2 390	2 692	2 600	2 687	2 750	1915	1 782	1518	...	3 265	3 400	2 660	2 500	12,9
Densitatea, g/cm³	13,6	8,4	15,8	9,2	17,3	6,7	6,9	7,0	5,60	7,85	15,2	9,6	11,7	...
Rezistivitatea electrică μΩcm	33—99	49	17,0	97,5	...	84,4	...	...	...	...	1200	...	...	...
Conductivitatea termică cal/cm °C.s	0,06	...	0,29	...	...	0,026	...	...	...	...	...	...	0,08	...
Modulul Young, 10^6 psi	33,5	...	103	31,4	60,9	>50	...	...	...	...	...	...	...	...
Coeficientul de dilatare termică, 10^6 °C	10	...	4,5	...	5,9	10,3	10,0	10,1	...	...	...	...	...	...
Coeficientul Poisson	...	...	0,26	...	...	0,28	...	...	...	...	...	...	...	...
Microduritatea, daN/mm²	700	...	1800	1 460—1 800	3 000	1 650	1 450-2 100	1 000-1 650	...	...	...	...	...	...
Rezistenţa la compresiune 10^3 psi	54,5	...	900	...	...	500	...	...	...	...	...	...	...	...
Modulul de rupere, 10^3 psi	...	...	84	...	...	113	...	...	...	...	...	...	...	...
Energia superficială, erg/cm²	...	...	>1700	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...

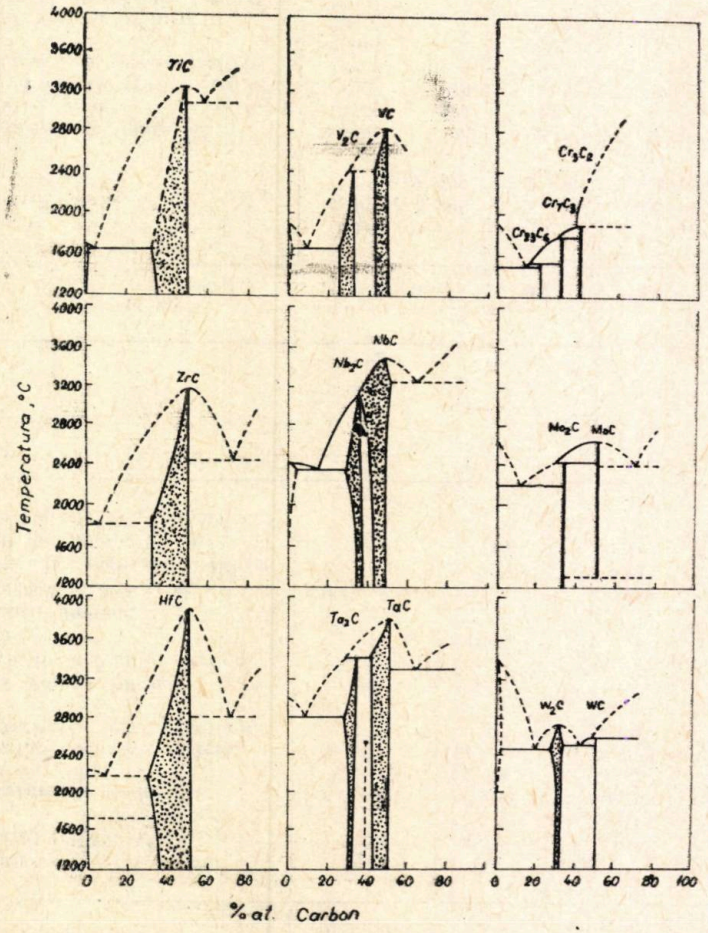


Fig. 1. Amplasarea carburilor metalelor de tranziție în diagramele de echilibru fazic ale sistemelor Me-C

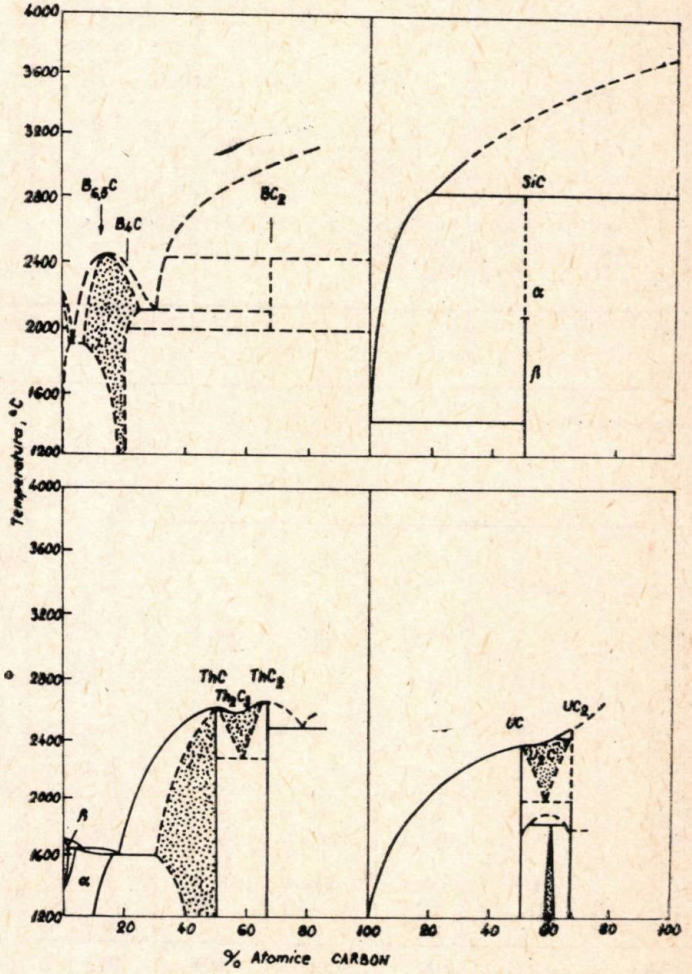


Fig. 2. Amplasarea carburilor în diagramele de echilibru fazic ale sistemelor B-C, Si-C, Th-C, U-C

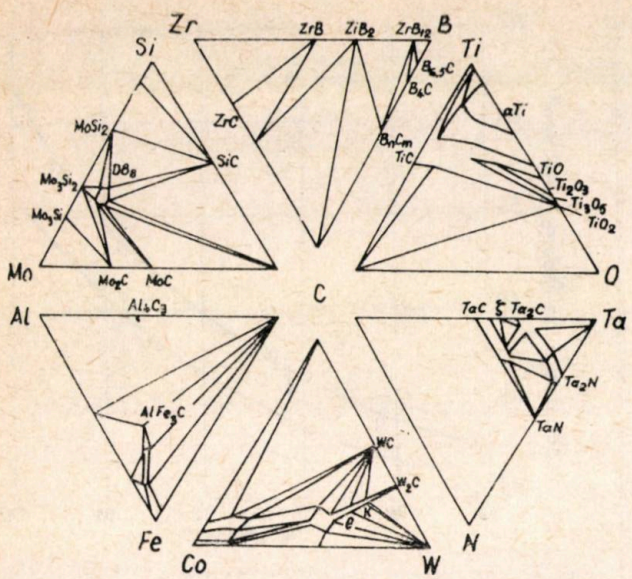


Fig. 3. Amplasarea compușilor binari și complecși (carburi, boruri, nitruri, siliciuri, oxizi) în diagramele de echilibru fazic ternare

Tabelul 3

Metode utilizate pentru sinteza carburilor

Metoda	Reacția tipică
Combinare directă a elementelor lichide sau solide	$W + C \xrightarrow{1400-1600^\circ C} WC$
Reacție carbon — oxid	$TiO_2 + C \xrightarrow{1900-2250^\circ C} TiC$
Descompunerea halogenurii sau a carbonilului	$SiCl_4 + C_7H_8\ (toluen) + H_2 \xrightarrow{1300-2400^\circ C} SiC$
Electroliză de săruri topite	$Na_2\,0.2(B_2O_3) + Na_2CO_3 + LiF + MoO_3 \xrightarrow{750-800^\circ C} Mo_2O$
Baie metalică	$Ni(W,Ti,C) \xrightarrow{>1500^\circ C} (W,Ti)C$
Carburizarea în fază gazoasă a metalului sau oxidului	$Ta + C_xH_y + H_2 \xrightarrow{1300-2900^\circ C} TaC$

burile metalelor de tranziție. Coordinația tetraedrică este specifică carburii de siliciu în ambele sale varietăți alotropice. Structura carburii de bor, reprezentată în figura 5, este similară modificației romboedrice a borului, conținînd icosaedri constituiți din 12 atomi de bor centrați pe punctele de rețea ale unei celule cubice cu fețe centrate deformate.

Legăturile interatomice puternice conferă carburilor temperaturi ridicate de topire, energii libere de formare mari, coeficienți de dilatare termică mici, moduli de elasticitate și durități mari. Din cauza fragilității, proprietățile mecanice ale carburilor, necesare în proiectare, sînt

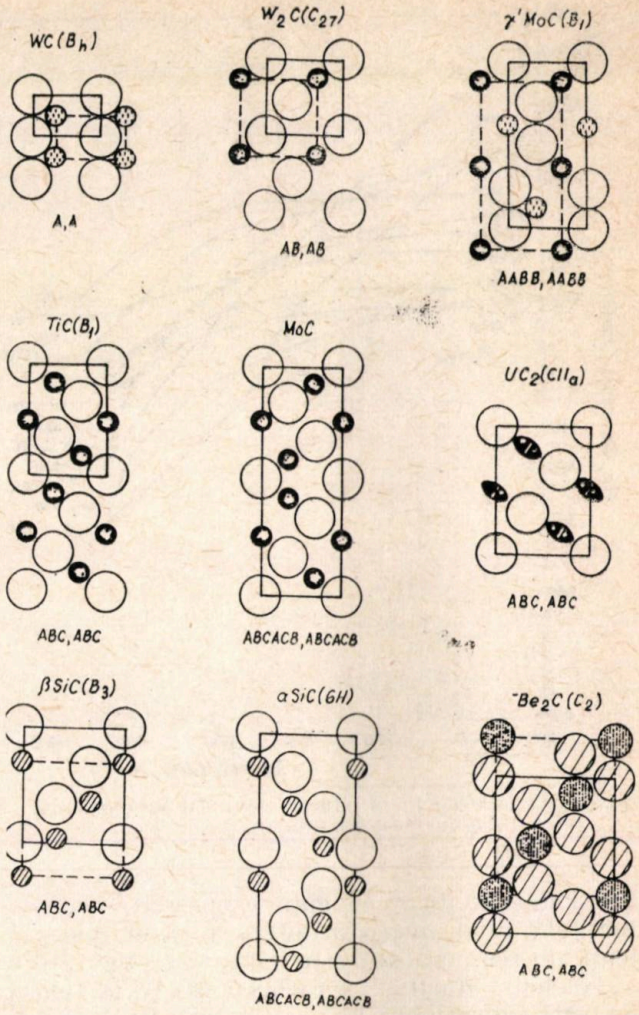


Fig. 4. Structura cristalină a principalelor carburi

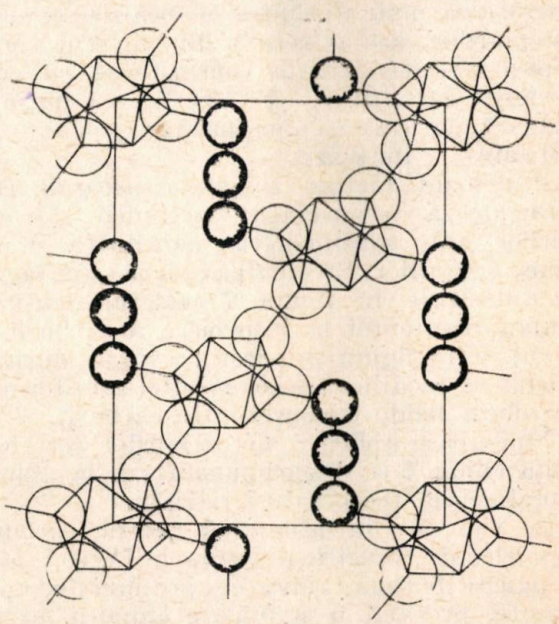


Fig. 5. Structura cristalină a carburii de bor

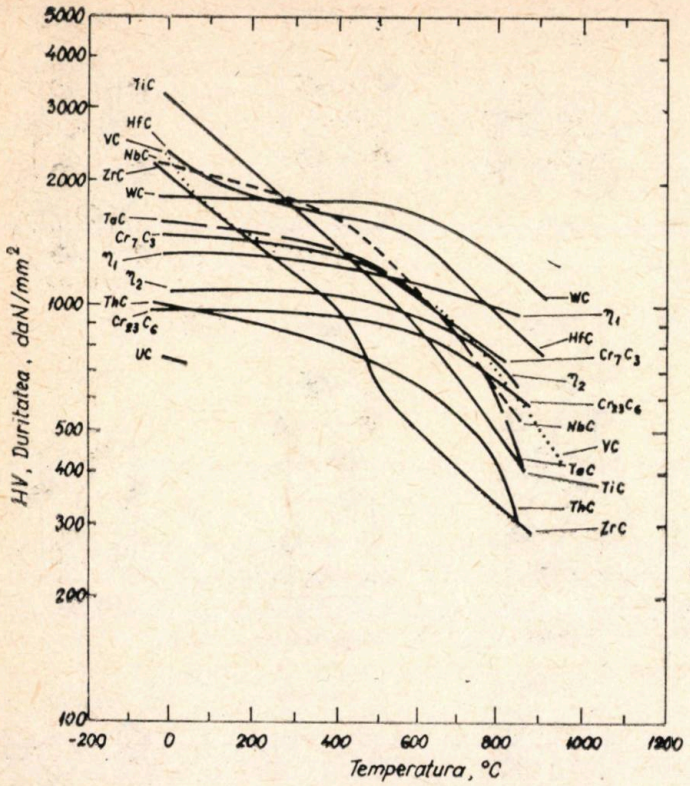


Fig. 6. Variația cu temperatura a durității Vickers a carburilor metalelor de tranziție

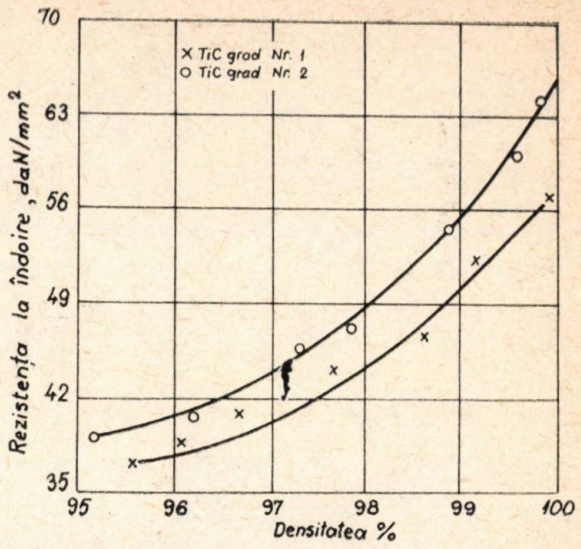


Fig. 7. Variația rezistenței la încovoiere a carburii de titan sinterizate în funcție de gradul de compactitate

dificil de specificat, singura proprietate reproductibilă fiind microduritatea, a cărei dependență de temperatură este indicată în figura 6.

Excelenta duritate a carburii de W la temperaturi ridicate stă la baza utilizării sale preferențiale în aliajele dure pentru scule. Carbura de titan (TiC), intens studiată în prezent ca bază pentru noi aliaje dure de tip cermet, își micșorează mult duritatea la încălzire, contrar așteptărilor care ar rezulta din punctul său de topire ridicat. Aceasta contrastează cu comportarea carburii η_1, (Fe_4MO_2C), mai puțin refractară, dar care își menține aproape constantă duritatea la încălzire.

Principalii factori chimico-structurali care influențează proprietățile mecanice ale carburilor sînt stoichiometria, densitatea și mărimea grăunților. Efecte tipice ale acestor factori sînt ilustrate în figura 7 (efectul densității asupra rezistenței la încovoiere a carburii de titan) și în figura 8 (efectul asupra durității produs de modificarea compoziției prin formare de soluții solide izomorfe între carburi).

Numeroase aplicații ale carburilor cer rezistență chimică la descompunere sau la atac al suprafeței la temperaturi ridicate.

În vid sau în atmosferă inertă carburile metalelor de tranziție din grupele IV și V, care au puncte de topire ridicate și presiuni de vapori scăzute, prezintă o stabilitate chimică excepțională.

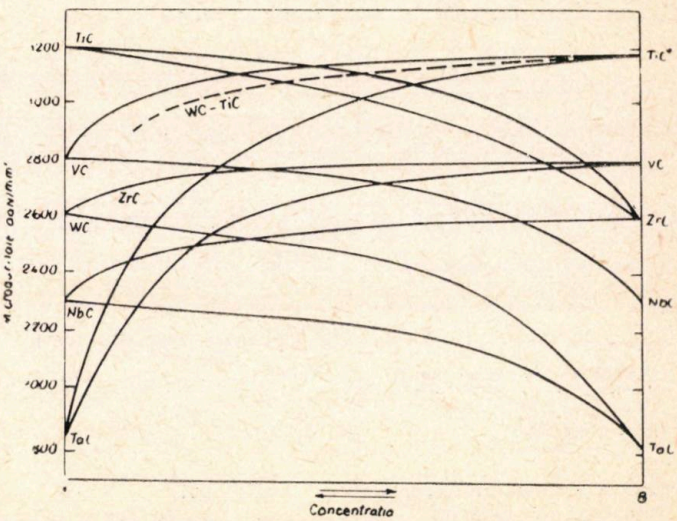


Fig. 8. Variația microdurității carburilor metalelor de tranziție la formarea de serii de soluții solide izomorfe între carburi

În medii oxidante (aer sau vapori de apă) carburile se atacă mai lent decît nitrurile, dar mai rapid decît borurile, prezența vaporilor de apă în atmosferă accelerînd considerabil viteza de oxidare. Adîncimea de oxidare în aer a principalelor carburi în funcție de temperatură pentru menținere de scurtă durată (o oră), respectiv, de lungă durată (100 ore) este redată în figura 9. Se constată că rezistența cea mai bună la oxidare o au carburile care își formează un film superficial, dens și protector de oxid. Astfel, SiC se autoprotejează

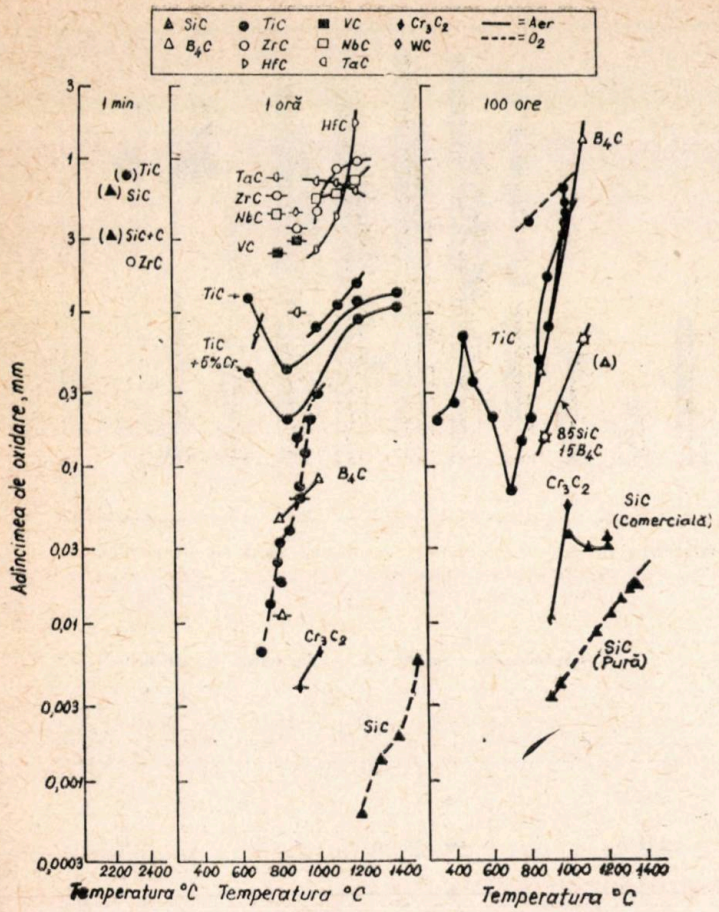


Fig. 9. Variația cu temperatura a adîncimii de oxidare în aer pentru principalele carburi

cu un film de silice vitroasă, care îi asigură rezistența la oxidare pînă la 1500°C. Cr_3C_2 se autoprotejează cu un film de Cr_2O_3. Carbura de bor are o rezistență la oxidare moderată, ce poate fi însă mărită prin adaos de siliciu. Carbura de titan rezistă mai bine la oxidare la temperaturi înalte, protejîndu-se cu un strat de rutil (TiO_2), decît la temperaturi intermediare. Rezistența sa poate fi mărită prin adaos de B_4C și SiC pentru formarea unui strat superficial de barosilicat, care îi asigură protecția pînă la 1100°C.

Modul de consolidare a carburilor în piese masive este decisiv pentru aplicațiile acestor compuși. Carburile metalelor de tranziție sînt consolidate prin sinterizare în prezența unui liant metalic, ceea ce duce la formarea de cermeturi sau aliaje dure cu carburi pentru scule și organe de mașini rezistente la uzură.

Sinterizarea fără liant este aplicată pentru obținerea în stare monofazică a carburii de siliciu pure. Aceasta este utilizată ca material structural pentru piesele solicitate termic și mecanic ale turbinelor cu gaz sau ale motoarelor Diesel adiabatice ceramice. Datorită vitezelor mici de difuzie, sinterizarea carburii de siliciu, în scopul obținerii unor densități mari necesare în aplicațiile sale ca material structural, este dificilă. O alternativă cu rezultate mai bune este presarea izostatică la cald. Cînd este efectuată la temperaturi ridicate (~ 2 200°C), presarea izostatică la cald duce la o creștere a rezistenței de rupere în raport cu materialul obținut prin sinterizare. Creșterea este moderată (de la 49 la 52 daN/mm²) pentru rezistența măsurată la temperatura ambiantă, dar devine semnificativă (de la 44 la 58 daN/mm²) pentru rezistența măsurată la 1 200°C.

Carbura de bor, B_4C, poate fi sinterizată, presată la cald sau consolidată cu un liant, pentru obținere de materiale rezistente la uzură. Lianții metalici obișnuiți în cermeturile cu carburi (Fe, Co, Ni, Cr) nu pot fi utilizați, nemanifestînd nici o interacțiune fizico-chimică cu carbura de bor. Așa cum indică diagrama de echilibru fazic a sistemului B—C—Si, reprezentată în secțiunea izotermă la 1700°C în figura 10, siliciul poate constitui un liant corespunzător pentru consolidarea grăunților de carbură de bor. Pe acest considerent au fost produse compozite pluri-

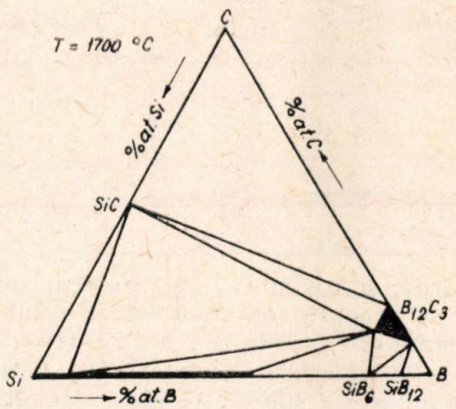


Fig. 10. Secțiune izotermă prin diagrama de echilibru fazic a sistemului B-C-Si

fazice care conțin carbură de bor, carbură de siliciu, alumină și boruri ale metalelor de tranziție. În micrografia din figura 11 este ilustrată structura unui compozit în care grăunții de carbură de bor sînt încorporați într-o matrice de siliciu, iar în figura 12 este prezentată rezistența la uzură a compozitelor cu carbură de bor, comparativ cu cea a constituenților compozitului. În prezent, pe lîngă perspectivele sale, ca bază pentru materiale rezistente la uzură carbura de bor are o utilizare importantă ca ecran nuclear și moderator pentru neutroni, fie sub formă pulverulentă, fie dispersată într-o matrice metalică.

Nitrurile metalelor de tranziție și anume ale acelora din grupele IV și V au multe proprietăți comune cu ale carburilor corespunzătoare, fiind compuși duri, buni conductori termici și cu puncte ridicate de topire, așa cum rezultă din tabelul 4.

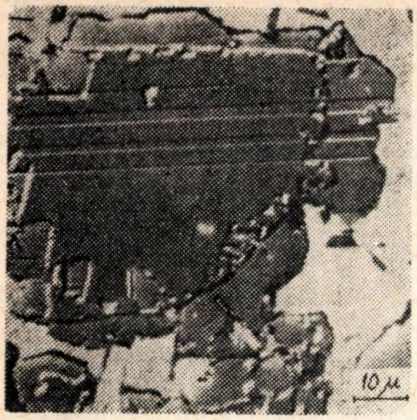


Fig. 11. Microstructura unui compozit cu particule de B_4C în matrice de Si

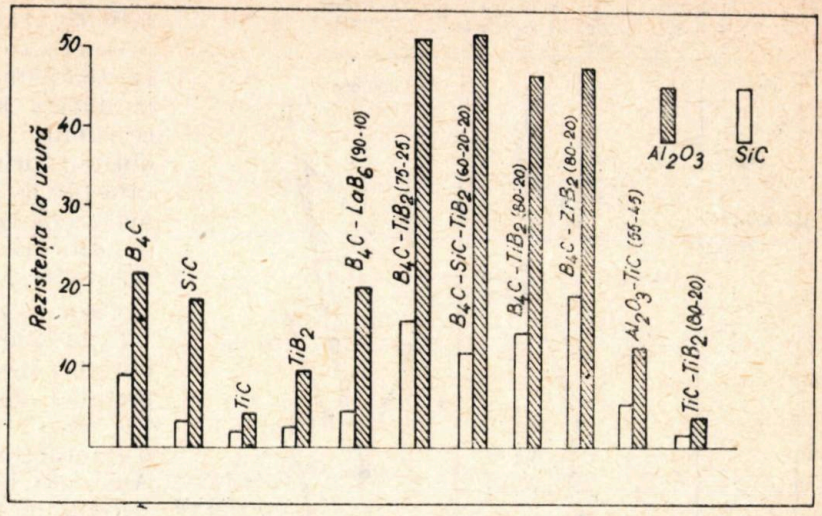


Fig. 12. Rezistența la uzură a diverșilor compuși duri în stare pură și amestecuri sinterizate

Tabelul 4

Temperaturile de topire ale unor nitruri la diverse presiuni

Nitrura	T_t, °C	Presiunea N_2
TiN	2950	1
ZrN	2955	1
HfN	3330	1
VN	2350	60
NbN	2630	80
TaN	2950	80

Nitrurile și carburile sînt izostructurale și, cu puține excepții, formează soluții solide între ele. Solubilitatea reciprocă a nitrurilor și carburilor este ilustrată schematic în tabelul 5, iar domeniile de stabilitate ale carbonitrurilor rezultate, precum și ale unor nitruri mixte $(M_I, M_{II})_m N_n$ sînt indicate în secțiunile izoterme ale diagramelor ternare din figura 13.

Pînă de curînd, nitrurile au atras mai puțin atenția ca bază pentru materiale structurale dure, deoarece de regulă sînt mai puțin dure și mai puțin stabile în vid și la temperaturi ridicate în comparație cu carburile. Situația apare astăzi modificată întrucît cermeturile cu nitruri sau cu carbonitruri cu liant de Ni, analoage cermeturilor bine cunoscute cu WC și liant cobalt, au trecut de faza experimentală. Un alt domeniu aplicativ, care a trezit interesul pentru utilizarea nitrurilor în stare monofazică, este cel al acoperirilor cu nitruri. Nitrura de titan TiN, depusă din stare de vapori, este azi larg utilizată pentru acoperirea sculelor așchietoare din aliaje cu carburi dure sinterizate. Acoperirea cu nitrură de zirconiu a bujiilor ameliorează amorsarea aprinderii la motoarele de autoturisme. Asemenea acoperiri cu straturi monofazice de nitruri reprezintă o extensie a tratamentelor termochimice devenite clasice de nitrurare a oțelurilor.

Tabelul 5

Solubilitatea reciprocă a nitrurilor și carburilor

	TiN	ZrN	HfN	VN	NbN	TaN (cub.)
ZrN	●					
HfN	●	●				
VN	●	○	○			
NbN	●	●	●	●		
TaN (cub.)	●	●	●	●	●	
TaN(hex.)	+	+	+	+	+	+

	TiC	ZrC	HfC	VC	NbC	TaC
TiN	●	●	●	●	●	●
ZrN	●	●	●	○	●	●
HfN	●	●	●	○	●	●
VN	●	○	○	●	●	●
NbN	●	●	●	●	●	●
TaN (cub.)	●	●	●	●	●	●
TaN (hex.)	+	+	+	+	+	+

miscibilitate ● completă
+ parțială
○ absentă

Problema obținerii nitrurilor se pune pentru toate utilizările acestora, atît ca straturi de acoperire, cît și ca bază pentru cermeturi. Cea mai eficientă metodă de obținere a nitrurilor pure este reacția între metal și azot sub presiune

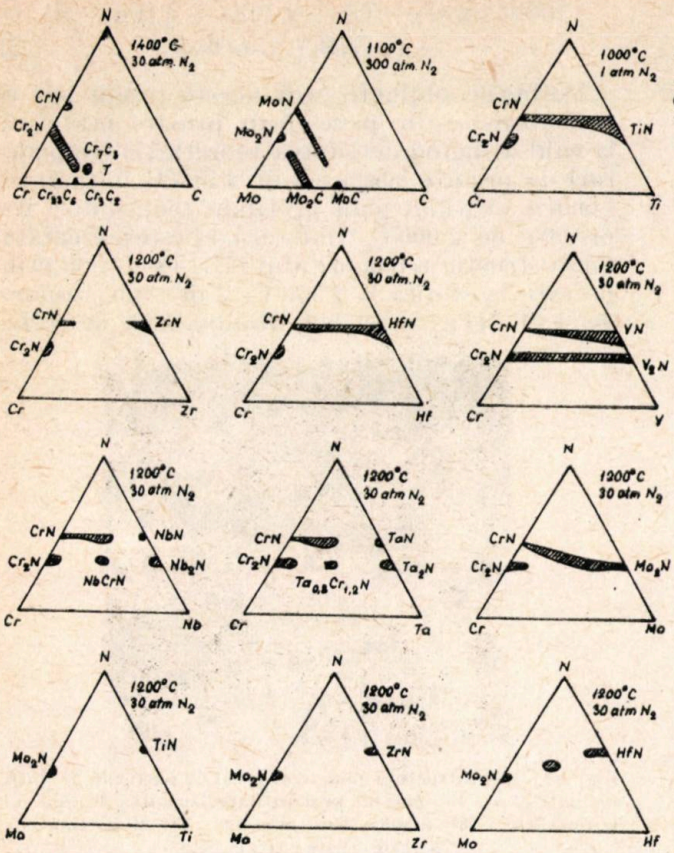


Fig. 13. Domeniile de existență ale carburilor, nitrurilor și carbonitrurilor metalelor de tranziție în diagramele de echilibru fazic ale sistemelor ternare Me-C-N și Me_I-Me_{II}-N

(la 20 de atmosfere la 1100°C în cazul nitrurii de molibden și chiar mai mult pentru nitrura de wolfram). O alternativă mai comodă o constituie tehnica băii metalice auxiliare, aplicată și pentru obținerea altor compuși duri (carburi stoichiometrice, siliciuri, boruri). O baie de Cu, Ni sau aliaj Cu-Ni conținînd în soluție pînă la 10% metal de tranziție este saturată cu N_2 sub presiune pînă ce majoritatea metalului de tranziție este convertit în nitrură. Nitrura precipitată din topitură este recuperată din lingou prin dizolvarea chimică sau electrolitică a metalului auxiliar. Reacția între halogenurile gazoase ale metalelor de tranziție cu N_2 și H_2 este utilizată pentru producerea de straturi de acoperire în special cu nitrură de titan (TiN) pe sculele aşchietoare din aliaje cu carburi dure sinterizate. Dacă reacția are loc în plasmă se obțin pulberi submicronice de nitruri, utilizabile ca material inițial pentru producerea de piese masive sinterizate sau ca particule pentru durificare prin dispersie în diverse aliaje produse prin metalurgia pulberilor.

Compozite dure și dense cu nitruri sau carbonitruri pot fi obținute prin sinterizare în condiții de proces riguroase în care impurificarea cu oxigen este redusă la minimum. Liantul optim este nichelul cu adaos de Mo. Așa cum rezultă din tabelul 6, cele mai bune proprietăți de duritate și de rezistență la rupere transversală se obțin pentru compozitele cu nitruri și carbonitruri de titan și liant Ni-Mo. Rezistența la oxidare și duritatea pot fi mărite prin adaos de nitrură de tantal cubică (TaN — δ). Nitrura de titan cubică este cea mai dură dintre toate nitrurile (duritate Vickers ~ 3 000 daN/mm²), dar ea nu poate fi folosită în stare pură ca bază pentru cermeturi din cauza transformării sale în varietatea alotropică ε — hexagonală — mult mai moale. Compozitele de tip cermet cu nitrură și carbură de titan, cu sau fără adaos de nitrură de tantal (cu proprietăți indicate în tabelul 6) dau rezultate ca materiale pentru scule aşchietoare de finisare pentru oțeluri. Cu excepția vitezelor de aşchiere extrem de mari, aceste cermeturi pot deveni înlocuitori ai aliajelor dure cu carbură de wolfram și liant cobalt.

Tabelul 6

Aliaje dure cu carbonitruri, cu 10% liant Ni—Mo (Ni/Mo = 3 :1)

Compoziția fazei dure, %			σ_t, daN/mm²		HV, daN/mm²
TiN	TiC	TaN	fără negru de fum	cu 1% negru de fum	
	80	20	70	91	1860
	60	40	80	97	1930
	40	60	85	98	1980
	30	70	79	93	1766
	20	80	75	89	1766
20	60	20	82	109	1905
40	40	20	86	104	1834
20	40	40	65	83	1905
60	20	20	88	102	1549
40	20	40	78	95	1811
20	20	60	74	92	1857
60		40	69	87	1051
40		60	71	92	1447
20		80	66	80	1642

Ca strat de acoperire depus din vapori pe suprafața sculelor aşchietoare din cermet clasic WC-Co, nitrura de titan are efecte spectaculoase. La aceeași durată de funcționare, sculele acoperite permit viteze de aşchiere de 50 de ori mai mari decît cele neacoperite, iar uzura prin craterizare a muchiei tăietoare este redusă la jumătate sau chiar la o treime. Efecte favorabile se obțin prin acoperire cu TiN și la sculele de extrudare și matrițare. Contrar părerii încetățenite, că proprietatea care garantează în exclusivitate rezistența la uzură și durata de viață a sculei este duritatea stratului de acoperire, stratul de nitrură de titan se comportă mult mai bine decît cel de carbură de titan utilizat în trecutul apropiat, deși carbura este mult mai dură decît nitrura. Comportarea superioară a straturilor de TiN, în comparație cu cele din TiC, are mai multe cauze : exfolierea stratului este mai redusă ca urmare a legăturilor la interfața între nitrura din strat și carburile din miez, precum și ca urmare a faptului că

stratul de nitrură se depune din vapori la o temperatură mai joasă decît stratul de carbură de titan, ceea ce diminuează impurificările la interfaţa cu piesa supusă acoperirii. O a doua cauză de superioritate a stratului de nitrură rezidă în faptul că viteza de oxidare la temperaturile de serviciu ale sculelor este mai mică pentru TiN decît pentru carburile de W şi de Ti din miez, protejînd scula contra oxidării.

Un loc aparte printre nitruri îl ocupă nitrura de siliciu Si_3N_4, singura nitrură utilizată în stare monofazică în calitate de material structural.

Piesele consolidate din nitrură de siliciu au aceleaşi destinaţii ca şi cele din carbură de siliciu, intrînd în construcţia motoarelor termice şi a turbinelor cu gaz pentru temperaturi ultraînalte. Nitrura de siliciu are performanţe în exploatare superioare celor ale carburii de siliciu, fiind avantajoasă şi din punct de vedere al tehnologiei de consolidare. În timp ce carbura este sinterizată la temperaturi între 2 000 şi 2 200°C, nitrura de siliciu se sinterizează în prezenţa unei faze lichide şi sub suprapresiune de azot la temperaturi de ~ 1 700°C. Rezultate spectaculoase în consolidarea nitrurii de siliciu se obţin prin noul procedeu de fabricare a pieselor din compuşi refractari şi anume prin presare izostatică la cald. Procedeul introdus în 1970 pentru consolidarea pulberilor ceramice de alumină, ferite şi titanaţi a fost aplicat în 1977 şi pentru nitrura de siliciu, încapsulînd pulberea într-o anvelopă etanşă de sticlă ce se deformează la temperaturi înalte. Industrial, procedeul se aplică astăzi ca etapă finală în fabricarea pieselor de nitrură de siliciu din construcţia rotorului turbinelor cu gaz. Procedeul tehnologic complet implică sinterizarea siliciului ce conţine oxid de ytriu (Y_2O_3) ca aditiv, nitrurarea siliciului din materialul sinterizat şi, în final, presarea izostatică la 1 900°C, o oră, sub presiunea de argon de 200 MPa. Presarea izostatică duce la o densitate apropiată de cea teoretică şi la o creştere spectaculoasă a rezistenţei la rupere transversală (de la 42 daN/mm² în materialul sinterizat la 84 daN/mm² în materialul presat la cald).

Dintre boruri, care se caracterizează prin durităţi deosebit de mari, diborura de titan TiB_2, cu duritate 3 650 daN/mm², este atrăgătoare ca material structural rezistent la uzură. Dificultăţile legate de slaba sa rezistenţă la şoc şi de costurile mari implicate în consolidarea sa în piese masive pot fi evitate asociind borura de titan cu un metal (Ni sau Fe) într-un material compozit de tip cermet. Asemenea compozite au fost obţinute fie prin presarea şi sinterizarea unor pulberi foarte fine, fie printr-o sinteză directă a cermetului. Sinteza directă se bazează pe reacţia la temperaturi ridicate între ferotitan şi bor elementar sau între ferotitan şi ferobor :

$$675°C : x\,(Fe-Ti) + y\,(Ti) + z\,(B) \rightarrow m\,(TiB_2) + n\,(Fe) \quad (1)$$

$$1700°C : x\,(Fe-Ti) + y\,(Ti) + z\,(Fe-B) \rightarrow m\,(TiB_2) + n(Fe) \quad (2)$$

Pulberile obţinute prin aceste reacţii pot fi transformate în piese prin presare izostatică la cald atingînd densitatea teoretică la temperaturi de presare izostatică de 1 300°C, în timp ce borura de titan pură pretinde temperaturi de presare de 2 000°C. În figura 14 este prezentată microstructura compozitului TiB_2-Fe obţinut prin presare izostatică la 1 250°C, 2 ore sub presiune de 180 MPa ; cristalele romboedrice de TiB_2

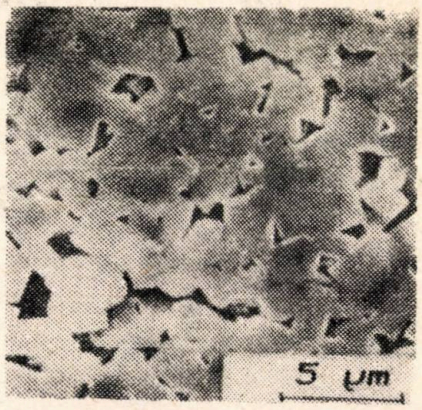


Fig. 14. Microstructura unui compozit cu particule de TiB_2 în matrice de Fe, obţinut prin presare izostatică la cald, la temperatura de 1250°C, sub presiune 180 MPa, timp de presare 2 ore; atac nital

sînt foarte fine (→ 5 μm) şi apar înconjurate de o fază constituită din Fe. Rezistenţa la rupere transversală a acestor compozite este influenţată decisiv de porozitatea reziduală, la o densitate apropiată de cea teoretică fiind posibilă atingerea unei rezistenţe de 110 daN/mm². Prin proprietăţile lor mecanice aceste compozite cu borură de titan şi liant Fe se recomandă ca materiale rezistente la uzură abrazivă care umplu un gol în gama materialelor cu asemenea destinaţii. Într-adevăr, din reprezentarea grafică din figura 15, în care rezistenţa la uzură abrazivă şi tenacitate variază invers proporţional, se constată că actualele materiale ocupă doar extremităţile : cermetul cu WC şi liant Co se situează în extremitatea cu rezistenţă la uzură mare dar tenacitate scăzută, iar fontele cu crom, oţelurile austenitice manganoase şi alte oţeluri se situează în extremitatea cu tenacitate mare, dar cu rezistenţe la uzură abrazivă mai modeste. Între aceste două extreme materialele actuale lasă un mare gol. Tocmai în această zonă inabordată în trecut se plasează compozitele cu borură de titan şi liant Fe. Aceste noi compozite sînt avantajoase ca materiale rezistente la uzură abrazivă în locul cermeturilor WC-Co şi din alte puncte de vedere : ele nu reclamă metale deficitare şi datorită greutăţii atomice mici a Ti în raport cu W, la aceeaşi fracţie în volum de compus dur, consumul de metal este mai scăzut.

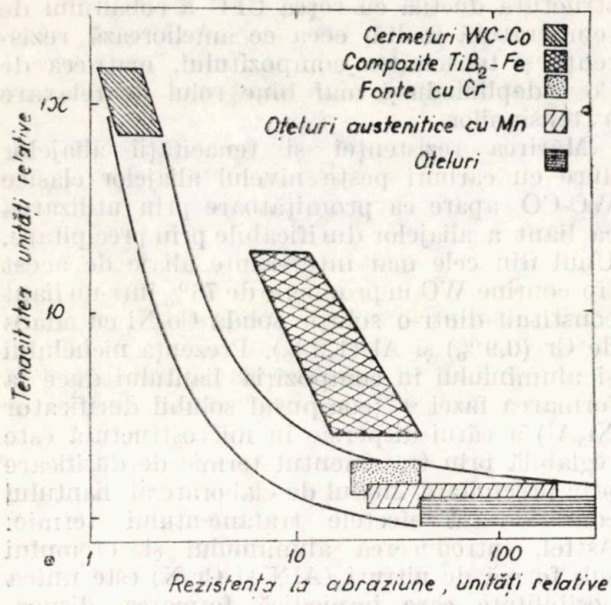


Fig. 15. Amplasarea diverselor categorii de materiale rezistente la uzură în funcție de ansamblul proprietăților mecanice

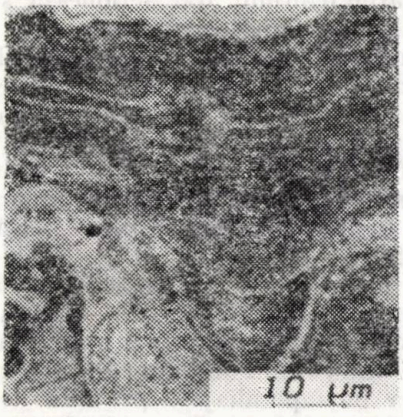


Fig. 16. Microstructura stratului dur de TiB_2 obținut prin sinteza endotermică a borurii de titan în jet de plasmă, în urma reacției: $x(Fe-Ti) + y(Ti) + z(B) \rightarrow m(TiB_2) + n(Fe)$

Metoda de sinteză directă a cermetului cu TiB_2 prin reacțiile (1) și (2) poate fi aplicată și într-o variantă în care reactanții sînt insuflați într-un jet de plasmă, compozitul depunîndu-se ca un strat de acoperire dur. Microstructura unui astfel de strat, prezentată în figura 16, conține grăunți de TiB_2 ultrafini (~ 1 μm) care asigură stratului o rezistență la uzură comparabilă cu a cermetului clasic WC-Co.

Perspectiva noilor materiale structurale pe bază de nitruri, de boruri și de carburi mai puțin uzuale lasă însă un spațiu larg pentru dezvotarea și în viitor a actualelor materiale rezistente la uzură (oțeluri și aliaje dure cu carburi ale metalelor de tranziție, în special cu carbură de wolfram). Întrucît de aceste importante materiale de scule se ocupă mai multe din comunicările sesiunii, în cele ce urmează se vor schița doar cîteva tendințe actuale în dezvoltarea acestora.

În domeniul oțelurilor rapide se conturează o tendință destul de accentuată spre aplicarea tehnicilor de metalurgia pulberilor. Aceste tehnici duc la reducerea scării la care se manifestă segregațiile de carburi pînă la nivelul dimensiunii însăși a particulelor de pulbere și permit, totodată, încorporarea în microstructură a unei cantități de carburi superioare celei fixate prin diagramele de echilibru fazic. La fel de importantă este tendința de a aplica și sculelor din oțeluri rapide straturi de acoperire de carburi sau nitruri prin procedee de depunere fizică din fază gazoasă.

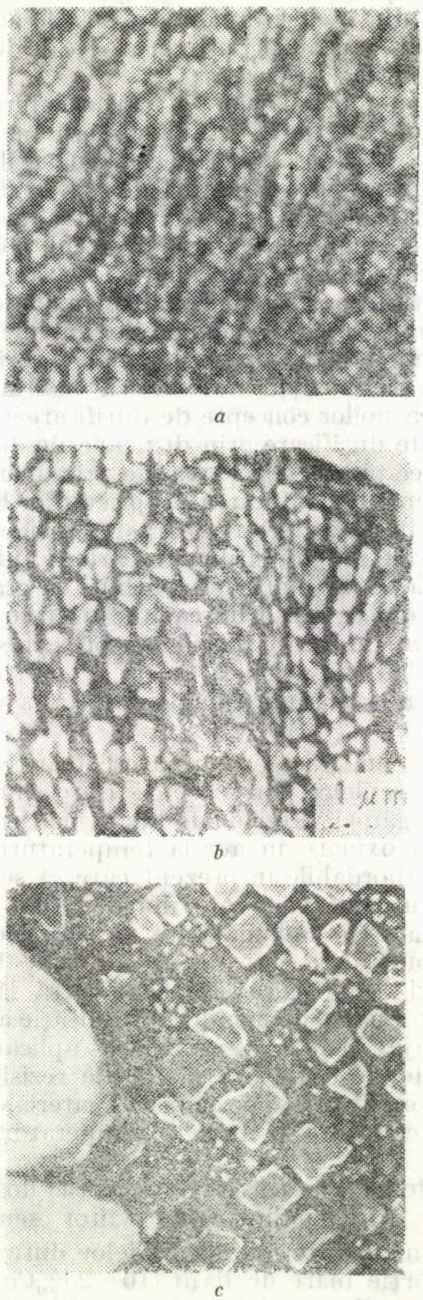
În domeniul aliajelor cu carburi dure sinterizate, orientările de viitor vizează mai multe aspecte: lărgirea gamei de carburi utilizate și anume introducerea alături de WC și TiC și a altor carburi (TaC, NbC); lărgirea gamei de lianți și anume utilizarea în locul cobaltului pur a unor aliaje de Co modificate sau înlocuirea liantului pe bază de cobalt prin aliaje de Ni, superaliaje, oțeluri inoxidabile, oțeluri rapide sau oțeluri slab aliate de înaltă rezistență; mărirea rezistenței mecanice a liantului prin aplicarea noilor concepte de durificare în soluție solidă, de durificare prin dispersie, de durificare prin precipitare; aplicarea de tratamente termice pentru modificarea proprietăților liantului de cobalt fără afectarea caracteristicilor microstructurale ale grăunților de carburi; utilizarea de particule de pulberi de carburi cu granulație submicronică; consolidarea amestecurilor de pulberi prin sinterizare în vid sau prin presare izostatică la cald; aplicarea de acoperiri foarte dure de nitruri sau carburi monostrat sau multistrat.

Aceste noi orientări urmăresc mărirea durabilității sculelor din carburi dure sinterizate, lărgirea gamei vitezelor de lucru, mărirea rezistenței la oxidare în aer la temperaturi de serviciu inabordabile în prezent care să se situeze pînă la nivelul temperaturilor de 1 100–1 200°C. Performanțele îmbunătățite ale aliajelor dure cu carburi care sînt de așteptat de la noile orientări tehnologice sînt menite să lărgească apreciabil gama domeniilor de aplicație ale acestor aliaje incluzînd, pe lîngă aplicațiile ca materiale de scule sau materiale rezistente la uzură abrazivă, și aplicațiile ca materiale structurale rezistente la fluaj la temperaturi foarte înalte.

În cele ce urmează se vor accentua doar unele aspecte din tendințele de viitor semnalate.

Tratamentul termic al aliajelor dure cu WC și proporție mare de liant (10–25%Co), constînd din călire în ulei de la 1 000°C, produce o îmbunătățire considerabilă a proprietăților mecanice ale compozitului, permițînd realizarea unor durități de 85 Rockwell A și a unei rezistențe de rupere transversală de 240 daN/mm².

Tratamentul nu afectează dimensiunea grăunţilor de carburi, dar provoacă modificări structurale ale liantului de cobalt. În cobaltul pur, transformarea alotropică de la Co- α (cobaltul de temperatură înaltă cu reţea CFC) la Co-ε (cobaltul de temperatură joasă cu reţea HC) se produce la 420°C. Temperatura de transformare alotropică a matricei de Co din aliajul dur cu WC este deplasată în sus la ~ 720°C datorită dizolvării de W şi C în timpul sinterizării. Prin tratamentul de călire se menţine structura ductilă cu reţea CFC a cobaltului de temperatură înaltă, ceea ce ameliorează rezistenţa şi tenacitatea compozitului, matricea de Co îndeplinindu-şi mai bine rolul de relaxare a tensiunilor.



a

b

c

Fig. 17. Microstructurile obţinute prin microscopie electronică cu baleiaj pentru aliaje dure sinterizate de compoziţie WC+27%(Co+Ni)+0,9%Cr+1,2%Al, la diverse valori ale raportului Co/Ni în matrice:
a—Co/Ni = 2/1; *b*—Co/Ni = 1/1; *c*—Co/Ni = 1/2

Mărirea rezistenţei şi tenacităţii aliajelor dure cu carburi peste nivelul aliajelor clasice WC-CO apare ca promiţătoare prin utilizarea ca liant a aliajelor durificabile prin precipitare. Unul din cele mai interesante aliaje de acest tip conţine WC în proporţie de 73% într-un liant constituit dintr-o soluţie solidă Co-Ni cu adaos de Cr (0,9%) şi Al (1,2%). Prezenţa nichelului şi aluminiului în compoziţia liantului duce la formarea fazei γ' (compusul solubil durificator Ni_3Al) a cărui dispersie în microstructură este reglabilă prin tratamentul termic de durificare prin precipitare. Modul de elaborare al liantului condiţionează efectele tratamentului termic. Astfel, introducerea aluminiului şi cromului sub formă de nitruri (AlN şi Cr_2N) este unica posibilitate care împiedică formarea dispersoizilor oxidici dăunători. Aluminiul în proporţie optimă de 1,2% îmbunătăţeşte nu numai proprietăţile liantului, dar acţionează şi asupra caracteristicilor microstructurale ale carburii prin finisarea grăunţilor acesteia. Raportul Co/Ni din liant prezintă interes practic prin posibilitatea reducerii conţinutului de cobalt deficitar. Modificarea raportului Co/Ni din liant influenţează morfologia precipitatelor γ'. Aşa cum se constată din micrografiile electronice din figura 17, în liantul bogat în Co (raport Co/Ni=2—1) — figura 17 *a* şi 17 *b* — precipitatele γ' sînt fine şi uniforme, pe cînd în cele bogate în nichel (Co/Ni = 1/2) — figura 17 *c* — particulele γ' precipită într-o structură duplex cu două dimensiuni diferite ale precipitatelor la fel ca în superaliajele pe bază de nichel.

Prezenţa precipitatelor γ' în liant măreşte atît duritatea cît şi rezistenţa la rupere transversală a materialului sinterizat. Aceste proprietăţi cresc cu conţinutul de Al, atingînd o saturaţie la 1,2% Al. Important din punct de vedere practic este faptul că creşterea cea mai pronunţată a acestor proprietăţi se obţine la compoziţiile cele mai bogate în nichel (raport Co/Ni = 1/2).

Duritatea mărită produsă de precipitatele γ' se menţine pînă la temperaturi de 800°C. Peste această temperatură duritatea scade rapid datorită supraîmbătrînirii şi redizolvării precipitatelor. Este interesant practic şi faptul că rezistenţa la oxidare a acestor aliaje creşte apreciabil odată cu conţinutul de Al, datorită formării unui strat protector la suprafaţă.

Problema cobaltului utilizat ca liant în aliajele dure cu carburi prezintă stringenţă economică datorită caracterului deficitar al acestui metal. După cum este bine cunoscut, cobaltul este utilizat ca liant metalic în materialele dure cu WC sinterizate datorită bunei solubilităţi

a WC în Co la temperatura eutectică, ceea ce ajută la formarea unei legături perfecte între două faze atît de disimilare cum sînt WC și Co. Totodată, la temperatura eutectică, Co udă complet grăunții de WC. Dificultatea constă în prețul ridicat al cobaltului, așa încît astăzi sînt în actualitate cercetări asupra unor lianți de substituție.

Substituția completă a Co prin Ni sau prin Fe în materialele dure cu WC sinterizate o oră la 1 400°C duce la același grad de densificare, dar proprietățile mecanice sînt afectate : duritatea și rezistența de rupere transversală scad. Totodată, deoarece Co are o mai bună capacitate de a uda și de a dizolva WC decît nichelul, substituția Co prin Ni are efecte indezirabile (grăunții de WC cresc și se rotunjesc).

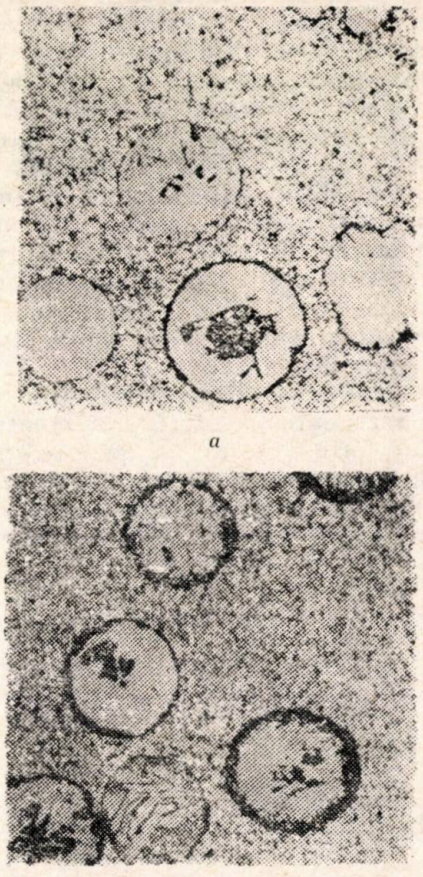
O cale de rezolvare a problemei o oferă producerea unor aliaje fără cobalt cu aceleași performanțe ca și aliajele clasice WC-Co, dar a căror realizare să fie nouă din punct de vedere principial. O astfel de familie de aliaje dure neconvenționale sînt cele din sistemele Me-B-C, derivate din aliajul greu 95W-3, 5Ni-1, 5Fe, căruia i s-a adăugat borură de carbon B_4C ca sursă de bor și carbon. Gama de compoziții a fost extinsă prin micșorarea conținutului de W cu înlocuirea acestuia parțial sau total prin Mo și eventuala eliminare a fierului. Deși compozițiile și microstructurile acestor noi aliaje variază consierabil, duritatea Rockwell se situează într-o gamă strînsă de valori de la 87 la 91 Rockwell A.

Rezistența la abraziune și tenacitatea la rupere cuplată cu o gamă largă de valori ale densității (de la 7,8 la 17 g/cm³) sînt încurajatoare pentru utilizări ale acestor noi aliaje în

Fig. 18. Microstructura obținută prin microscopie electronică cu baleiaj pentru aliajul sinterizat cu particule dure de carbură de bor în matrice Mo—Ni—Fe, de compoziție 7,45 %B_4C + 92,55 %(80,48 %Mo + 13,66 %Ni + 5,86 %Fe)

locul aliajelor clasice WC-Co. Duritatea la cald a acestor aliaje măsurată la 800°C s-a dovedit cu 10—20% mai mare decît a celor mai bune aliaje convenționale WC-Co.

Micrografia electronică (fig. 18) indică formarea de monocarburi și de borocarburi în timpul presării la cald a pulberilor componente ale acestor aliaje. Micrografiile optice din figurile 19 *a*, *b* indică începutul la 900°C a reacției între particulele metalice fine de liant și particulele de bor și carbură de bor. Particulele mai mari de



a

b

Fig. 19. Micrografii optice ale aliajului dur sinterizat cu B_4C cu compoziția din figura 18 ; mărire 100 : 1
a—temperatura de sinterizare 900°C
b—temperatura de sinterizare 1 000°C

liant metalic reacționează aproape complet la 1 000°C. Analiza cu microsonda electronică indică o difuzie de Fe și Ni și în mai mică măsură de W în particulele de B și B_4C, cu difuzia inversă a borului și carbonului înspre particulele metalice.

Un ultim aspect care trebuie prezentat este cel legat de tendințele și orientările în domeniul acoperirilor cu compuși duri prin procedee de depunere chimică sau fizică din stare gazoasă a materialelor rezistente la uzură și a sculelor. Straturile de acoperire cu TiC, TiN, Al_2O_3 sau HfN se produc astăzi printr-o varietate de procedee, dar tendința cea mai fructuoasă care se conturează este cea a acoperirilor în plasmă. În privința materialelor substrat pe care se aplică aceste acoperiri, sînt de semnalat anumite tendințe ce deschid perspective noi atît

pentru materialele de scule, cît și pentru materialele rezistente la uzură.

În domeniul materialelor de scule, actuala aplicare de straturi de acoperire din compuși duri reprezintă o soluție a unei probleme imediate de mărire a duratei de viață a sculei și de creștere a productivității așchierii. Se poate aprecia că în cadrul acestei soluții există incompatibilități serioase între stratul de acoperire și materialul sculei. Problema trebuie considerată global (strat/interfață/substrat) pentru a produce un efect sinergetic de creștere a potențialului fiecărei componente a sistemului. Ar fi posibil ca în viitorii ani oțelurile rapide sau carburile dure sinterizate să nu mai formeze substratul sculelor așchietoare cu strat de acoperire dur. Ele ar putea fi înlocuite printr-un material diferit care să îmbine comportarea bună la temperaturi ridicate, specifică carburilor dure sinterizate, cu tenacitatea și formabilitatea specifică oțelurilor rapide.

În domeniul acoperirilor superficiale ale materialelor rezistente la uzură sînt create posibilități noi prin faptul că azi există tehnologii de acoperire care permit acoperirea celor mai diverse metale și aliaje în mod economic chiar cînd forma pieselor este complexă. În același timp, au fost realizate progrese în micșorarea coeficientului de frecare a cuplurilor material dur/material dur în condiții de uzură fără ungere. Dintre posibilitățile pe care le deschid aceste progrese tehnologice se menționează:

a) o comportare la uzură ameliorată în condiții de eroziune prin impact, prin aplicarea unor noi sisteme de acoperire care asigură atît duritate, cît și tenacitate, cum sînt spre exemplu microcompozitele lamelare;

b) acoperiri dure care conferă o lubrifiere în stare solidă la temperaturi ridicate ($>350°C$), cînd lubrifianții clasici organici sau actualii lubrifianți solizi, cum sînt compușii ce clivează ușor (ca de exemplu MoS_2), nu mai sînt eficienți;

c) actualul concept al cuplurilor material dur/material dur și moale este pe cale de a fi părăsit în favoarea cuplurilor material dur/material dur.

Evident că problematica largă a orientărilor de viitor în dezvoltarea materialelor dure cu compuși nu poate fi epuizată în acest referat, așa încît dezvoltarea problemelor din acest domeniu se va face în comunicările înscrise în programul sesiunii actuale.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 6, 1986

Pe calea progresului tehnic, p. 9 — Sistemul automatizat de calcul și control al consumului de electricitate în întreprinderile siderurgice, p. 12 — Mecanizarea și perfecționarea lucrărilor de reparații la Combinatul metalurgic din Magnitogorsk, p. 13 — Introducerea mijloacelor robotehnicii în uzină, p. 15 — Linie tehnologică robotizată pentru producția lopeților din oțel, p. 17 — Sistemul repartizării optime a gazului natural și oxigenului între furnale, p. 19 — Sistemul controlului automat al arderilor gurilor de vînt ale furnalului, p. 21 — Mecanizarea lucrărilor de deservire a conveioarelor la aglomerare, p. 23 — Sistemul surpării pneumatice a încărcăturii în buncărele de consum, p. 24 — Analizoare de oxigen cu transformator electrochimic cu electrolit solid, p. 25 — Introducerea sistemului automatizat de comandă a procesului tehnologic „Plavka" în secția de convertizoare a Combinatului metalurgic Dzerjinsk din Dnepropetrovsk, p. 26 — Controlul vitezei de topire a electrodului consumabil la retopirea electrică sub zgură, p. 28 — Mecanizarea introducerii materialelor pulverulente și dezoxidanților în oțelăria electrică a uzinei metalurgice din R.S.S. Moldovenească, p. 30 — Utilizarea noilor instalații analogo-numerice pentru măsurarea parametrilor oțelului lichid, p. 31 — Determinarea rapidă a conținutului de sulf din metal, p. 32 — Sistemul de control și reglare a nivelului varului în răcitoarele cuptoarelor rotative, p. 33 — Sistemul conducerii automatizate a reconstrucției mecanismelor la laminorul la cald de benzi late, p. 34 — Algoritmul și programul calculării pe calculator electronic al parametrilor calibrelor cilindrilor pentru profile îndoite, p. 36 — Automatizarea procesului de laminare pe laminorul continuu de sîrmă și profile mici al uzinei metalurgice din R.S.S. Moldovenească, p. 37 — Instalație de evidență a tablelor în mișcare și de comandă a agregatului de tăiere, p. 39 — Mecanizarea înlăturării țunderului de la mașina de rabotat margini, în secția de sudare electrică a țevilor, p. 40 — Dispozitiv electric automatizat al mecanismului de avans al laminorului HPT-450 P, p. 41 — Linie automatizată de transport a semifabricatelor pentru mufe, p. 44 — Ridicarea calității producției în noile condiții de gospodărire p. 45.

Prof. dr. doc. ing. A. Nanu
și ing. Z. Lănerăngean
Institutul politehnic — Timișoara

Recuperarea și recondiționarea produselor din carburi metalice P 10—P 40

CZ: 669.054.8 :661.665

Creșterea pronunțată a consumului de carburi metalice în ultima perioadă este determinată de mai mulți factori dintre care se amintesc: utilizarea pe scară tot mai largă a materialelor metalice cu proprietăți mecanice ridicate, greu prelucrabile, consumul sporit de scule așchietoare placate cu carburi metalice, confecționarea unor repere din carburi metalice și, nu în ultimul rînd, consumul ridicat este determinat de proprietățile de rezistență scăzută la șocurile mecanice și termice.

Avînd în vedere că aceste materiale sînt relativ scumpe și deficitare, se impune acut recuperarea acestora. Recuperarea se poate realiza fie pentru utilizarea acestora drept materie primă în procesele de confecționare a noi produse prin sinterizare, fie cu scopul recondiționării și reutilizării acestora în vederea creșterii duratei de folosință, direcție abordată de catedra de Tehnologie mecanică a Institutului politehnic „Traian Vuia" din Timișoara.

Investigînd posibilitățile de prelucrare prin tehnologii neconvenționale, autorii s-au oprit asupra procedeului de prelucrare prin eroziune complexă electrică și electrochimică, deoarece aceasta asigură realizarea operațiilor de debitare, ascuțire și profilare pe aceeași mașină prevăzută cu echipament corespunzător; mașina este relativ simplă din punct de vedere principial și constructiv, putîndu-se realiza prin auto-

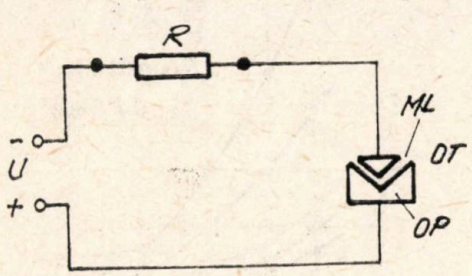


Fig. 1. Schema de principiu a circuitelor rezistive

dotare, cu investiții minime, asigurîndu-se astfel o gospodărire eficientă a materialelor deficitare. Schema de principiu a unei astfel de mașini este redată în figura 1.

Pentru realizarea acestor deziderate, cercetările catedrei de Tehnologie mecanică s-au orientat pe trei direcții principale: elucidarea fenomenelor fundamentale ale procesului în cazul prelucrării carburilor metalice prin eroziune complexă electric-electrochimică în vederea obținerii caracteristicilor impuse, mărirea stabilității procesului de prelucrare prin automatizarea avansului și proiectarea mașinilor destinate acestor prelucrări.

La prelucrarea prin eroziune complexă electrică-electrochimică, prelevarea de material este consecința desfășurării proceselor de dizolvare anodică și a descărcărilor electrice în impuls simultane în timp și diferențiate în spațiu, dezvoltate la nivelul microasperităților suprafeței obiectului supus prelucrării, în prezența unui mediu de lucru cu proprietăți electrolitice [1], [2]. În spațiul de lucru, sursa principală de energie o constituie impulsurile termice determinate de caracteristicile impulsurilor electrice (durată, amplitudine, formă și energie) care se dezvoltă în mod nedirijat prin ruperea microcontactelor parcurse de curent sau prin străpungerea peliculei pasive și depind de condițiile locale ale spațiului de interacțiune dintre obiectul de transfer și obiectul supus prelucrării.

Caracteristicile impulsurilor electrice sînt determinate de parametrii primari electrici (curent și tensiune) și mecanici (viteză relativă, presiune etc.) [3], care în ultimă instanță sînt determinate de caracteristicile electrice ale circuitului de lucru [2], [4].

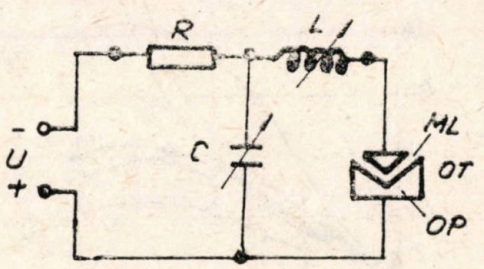


Fig. 2. Schema de principiu a circuitelor inductiv-capacitive

În acest sens, modificarea naturii electrice a circuitului de lucru s-a realizat prin introducerea în serie a inductivităților și în paralel cu spațiul de lucru a capacităților de valori determinate, figura 2.

Condițiile experimentării

Experimentările s-au desfășurat pe mașina de prelucrat prin eroziune complexă electrică-electrochimică MEC 75, prevăzută cu sistem de avans automat, realizată prin autodotare, în al cărui circuit s-au introdus inductivități $L = 1$; 2; 6 și 10 mH și capacități $C = 32$; 160; 320 și 640 μF, utilizînd obiecte de transfer confecționate din Cu, Ol și Fc cu scopul înlocuirii obiectelor de transfer confecționate din Cu (care este tot un material deficitar) și obiecte supuse prelucrării, plăcuțe din carburi metalice din sortul P 10 — P 40. Prelucrările s-au executat la densități de curent cuprinse în gama $j =$

$= 0{,}08-0{,}35$ A/mm², la tensiuni $U = 20$ V și viteze relative $v_r = 6$; 10; 15 și 25 și 27 m/s în mediu de lucru soluție de silicat de sodiu cu densitatea de 1,2 g/cm³ și modul $M = 2{,}8$, condiții pentru care s-au determinat productivitatea și rugozitatea. Pentru determinarea masei s-a utilizat balanța analitică, iar pentru rugozitate, rugozimetrul „Surtronic".

Interpretarea rezultatelor

Experimentările efectuate cuprind întreaga gamă de materiale P 10, 20, 30 și 40; în prezenta lucrare se redau rezultatele numai pentru sorturile P 10 și P 40 deoarece comportarea la prelucrare a carburilor P 20 și P 30 este asemănătoare și se plasează între cele două extreme.

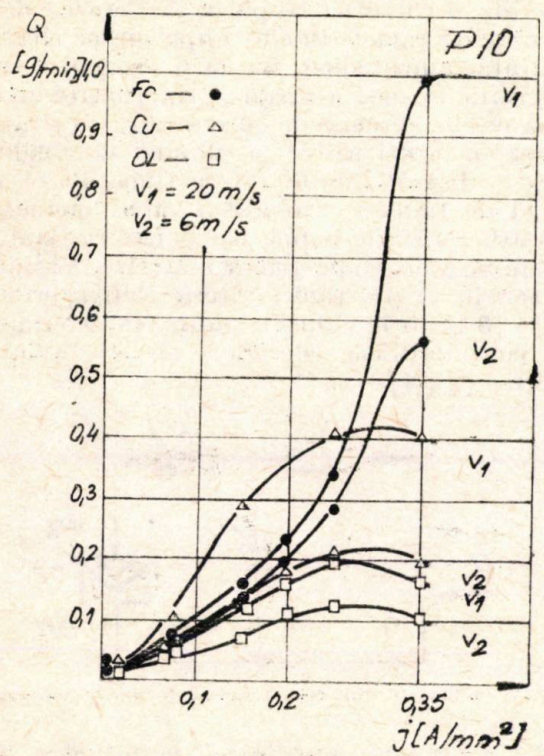


Fig. 3. Variația productivității pentru circuite rezistive la P 10

Rezultatele experimentale concretizate în figura 3 pentru P 10 și în figura 4 pentru P 40 prezintă modul de variație a productivității în funcție de densitatea de curent pentru trei obiecte de transfer confecționate din Cu, Fc și OL la viteza relativă de 6 și 20 m/s, în cazul utilizării circuitelor electrice nemodificate numite și rezistive. Se relevă variația maximală a productivității permițînd ordonarea obiectelor de transfer din fontă, cupru, oțel; obiectele de transfer din fontă admit și cele mai dure regimuri electrice de prelucrare pentru ambele viteze. Cu toate că la densități ale curentului electric de 0,3 + 0,35 A/mm² s-au înregistrat productivități mari, prelucrarea carburilor metalice din sortul P se recomandă a fi realizată cu densități maxime de 0,2+0,25 A/mm², în primul rînd pentru evitarea apariției fisurilor macroscopice sau a crăpăturilor prezente în timpul experimentărilor la densități mari de curent și pentru micșorarea rugozității suprafeței prelucrate, prezentată în figura 5 și

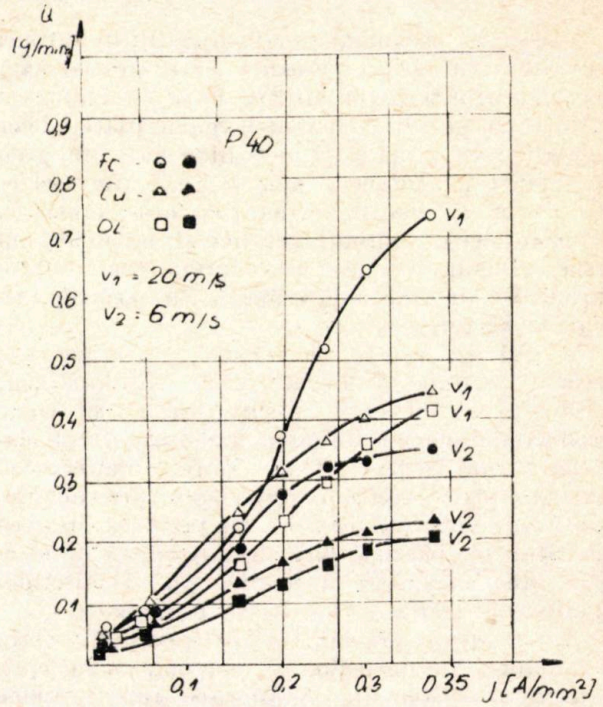


Fig. 4. Variația productivității pentru circuite rezistive la P 40

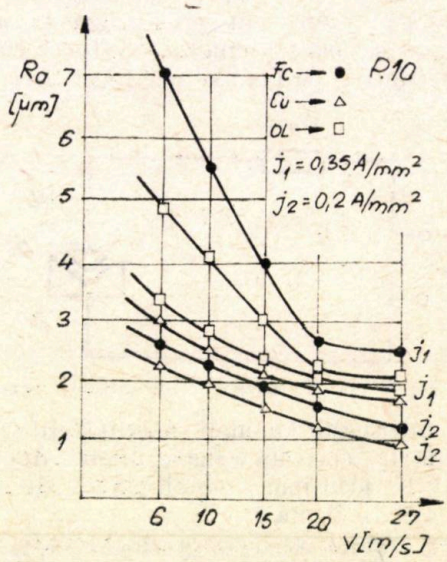


Fig. 5. Variația rugozității la circuite rezistive pentru P 10

figura 6 pentru cele două materiale în funcție de variația vitezei relative și pentru două densități ale curentului electric de $j = 0{,}2$ și 0,35 A/mm². Se observă că obiectele de transfer din Cu și Fc la densități de $j = 0{,}2$ A/mm² determină obținerea unor rugozități convena-

bile plasate între 3 și 1 μm. Adoptarea densității de curent de 0,2 A/mm² în proces determină o scădere pronunțată a productivității din domeniile de 0,8 + 0,4 g/min, la valori sub 0,4 g/min pentru toate obiectele de transfer.

Aceste neajunsuri sînt determinate în cazul circuitelor rezistive de modul de generare a descărcărilor electrice în impuls, în timpul existenței cărora au loc transferuri energetice absolut întîmplătoare, ceea ce generează și efecte termice foarte diferențiate care produc fisuri în timpul prelucrării carburilor metalice. Din aceste motive s-au căutat modalități de limitare și uniformizare a nivelului energetic al descărcărilor electrice, prin modificarea naturii electrice a circuitului de lucru, obținîndu-se impulsuri de curent cu caracteristici constante.

În figura 7 și figura 8 sînt prezentate rezultatele experimentale ale modului de variație a

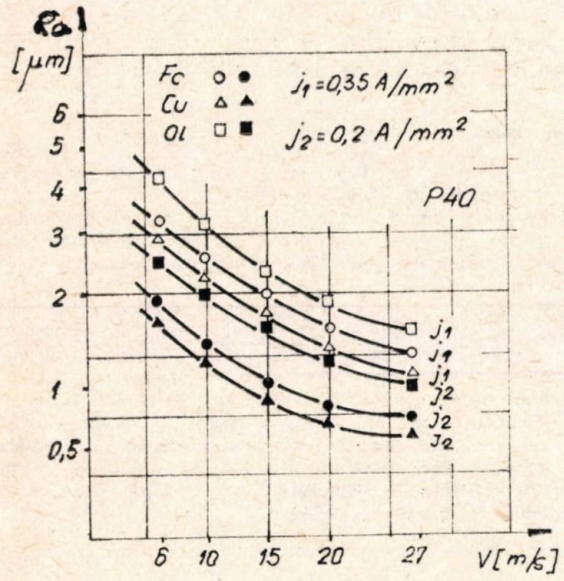


Fig. 6. Variația rugozității la circuite rezistive pentru P 40

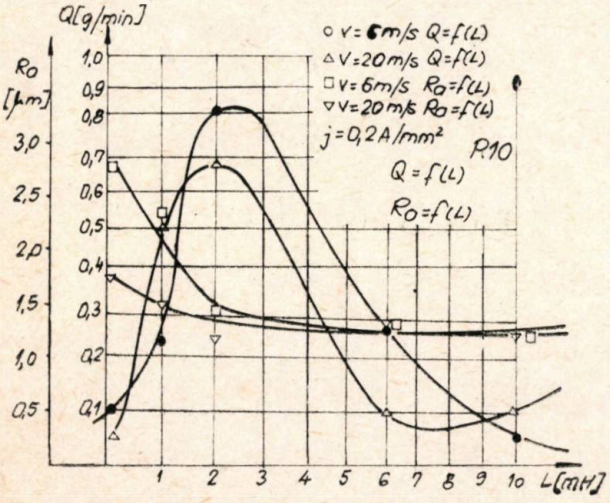


Fig. 7. Variația productivității și rugozității pentru P 10 în circuite inductive

productivității la densități ale curentului electric de $j = 0,2$ A/mm² și ale utilizării fontei ca obiect de transfer în funcție de inductivitatea L. Se remarcă o creștere a productivității în funcție de creșterea inductivității, obținîndu-se un maxim peste care, la creșterea inductivității,

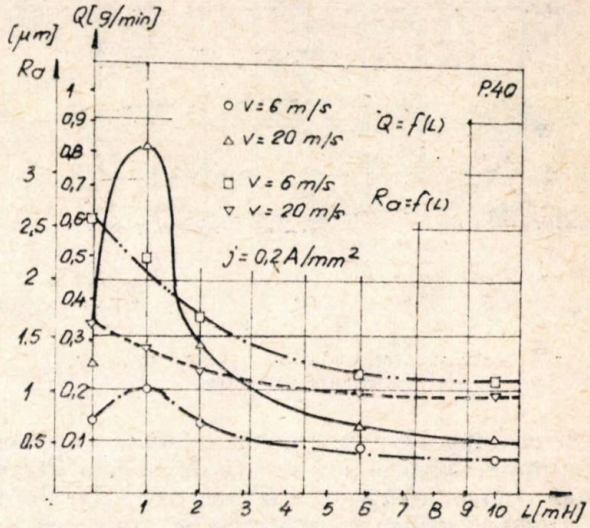


Fig. 8. Variația productivității și rugozității pentru P 40 în circuite inductive

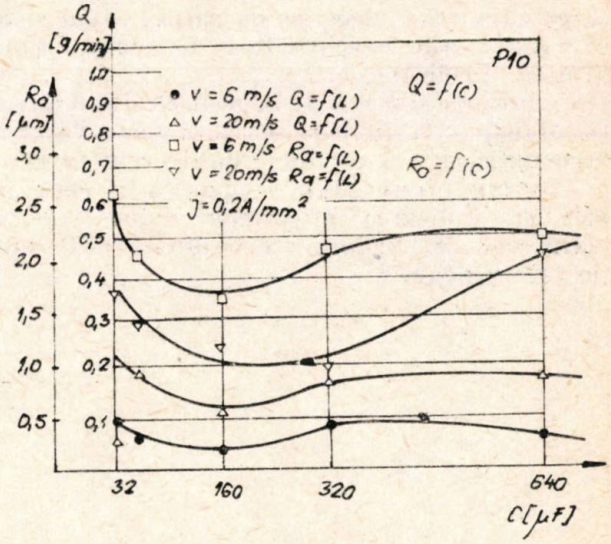


Fig. 9. Variația productivității și rugozității pentru P 10 în circuite capacitive

productivitatea scade, deci prezența inductivității are o influență deosebită.

Urmărind modul de variație a rugozității în funcție de aceeași variabilă, se observă că rugozitatea scade odată cu creșterea inductivității. După valorile productivității și rugozității, în funcție de prezența inductivității, se recomandă utilizarea circuitelor inductive cu inductivități de $L = 1 + 2$ mH, în prelucrarea carburilor metalice din sortul P pentru asigurarea unor productivități sporite, la densități ale curentului electric de 0,2 A/mm², și a unor rugozități

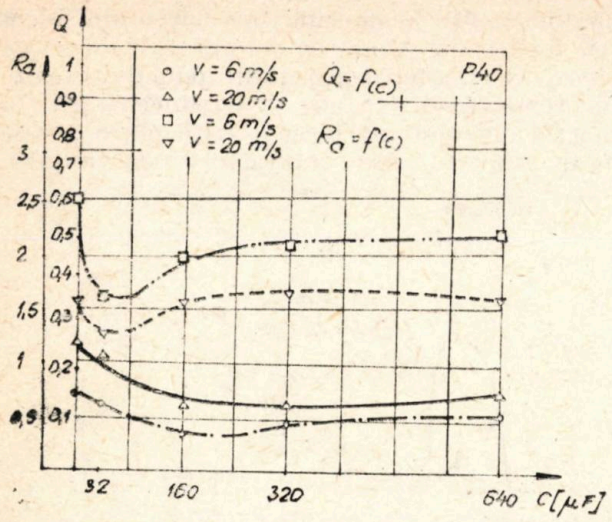


Fig. 10. Variația productivității și rugozității pentru P 40 în circuite capacitive

convenabile. Pentru mărirea gradului de finețe a suprafețelor prelucrate se recomandă utilizarea unor inductivități de $L = 6 + 8$ mH, fonta putîndu-se utiliza ca material pentru construcția obiectelor de transfer, înlocuind cuprul care este un material deficitar și scump.

Nu aceleași rezultate s-au obținut prin utilizarea circuitelor electrice cu natură capacitivă, experimentările executîndu-se în aceleași condiții ca și cele inductive.

Rezultatele sînt redate în graficele din figura 9 și din figura 10, din care se relevă clar o variație nesemnificativă a productivității prelucrării cu o creștere pronunțată a rugozității, ceea ce face ca utilizarea circuitelor capacitive la prelucrarea carburilor metalice din sortul P să nu fie recomandabilă.

Concluzii

Din cercetările efectuate privind modul de comportare în prelucrarea prin eroziune complexă electrică-electrochimică a carburilor metalice din sortul P, se pot face următoarele recomandări tehnologice:

— recuperarea în vederea recondiționării carburilor metalice este posibilă, putîndu-se prelucra prin operațiile de debitare, ascuțire și profilare;

— în prelucrarea acestora, densitatea de curent utilizată va avea valori mai mici, de 0,25 A/mm², pentru evitarea apariției fisurilor;

— pentru obținerea unor parametri tehnologici ridicați se va utiliza modificarea naturii electrice a circuitului de alimentare numai cu inductivități ale căror valori sînt de $L = 0{,}8 + 8$ mH, după necesități;

— drept material pentru construcția obiectelor de transfer se va utiliza fonta cenușie, în cazul operațiilor de ascuțire și profilare, și oțelul, în cazul operațiilor de debitare.

Bibliografie

[1] Popilov, L. *Prelucrarea electrolitică a materialelor.* București, Ed. Tehnică, 1956.

[2] Popovici, V. *Contribuții la studiul fenomenelor fundamentale la prelucrarea prin eroziune electrică complexă.* Institutul politehnic-Timișoara, Teză de doctorat, 1970.

[3] Nanu, A., Lăncrăngean, Z. *Contribuții la prelucrarea dimensională prin eroziune electrică complexă a corpurilor de revoluție din carburi metalice.* Tehnologii noi în construcția de mașini, Galați, vol. 3, 1977.

[4] Lăncrăngean, Z. *Influența naturii circuitului electric asupra parametrilor tehnologici în cazul prelucrării prin eroziune complexă electrică-electrochimică a carburilor P 10.* Comunicările celei de a IV-a Conferințe de procese și utilaje de prelucrare la rece, vol. 2, Institutul politehnic — Timișoara, 1981.

Prof. dr. doc ing. Suzana Gâdea,
membru corespondent
al Academiei R.S.R.,
prof. dr. ing. N. Petrescu, prof. dr. ing.
Maria Petrescu și ing. Mirela Brițchi
Institutul politehnic — București

Tratamente de difuzie pentru obținerea de straturi cu compuși duri la suprafața pieselor metalice

C.Z : 621.785 : 621.793.2

În categoria materialelor metalice, pe lîngă aliajele constituite în special din faze cu legături interatomice metalice, se impun din ce în ce mai mult materialele formate în proporție mare din compuși intermetalici. Din asemenea materiale se pot forma piese masive sau se pot realiza straturi la suprafața pieselor avînd în vedere că o mare parte din aceste materiale își bazează utilizările pe proprietățile suprafețelor lor, cum sînt duritatea, coeficientul de frecare, rezistența la uzură și rezistența la coroziune.

Astfel, în una din principalele utilizări ale acestor materiale, în aplicații pentru scule așchietoare, forța necesară pentru așchiere și căldură generată în această operație scad odată cu coeficientul de frecare. Obținerea unui coeficient de frecare mic poate fi realizată avantajos prin modificarea compoziției suprafeței sculei în sensul creșterii proporției de compuși duri sau al formării la suprafață a unor compuși caracterizați printr-o foarte ridicată duritate.

O altă proprietate de suprafață specifică acestor materiale o reprezintă rezistența ridicată la coroziune. Și în acest caz o cale avantajoasă pentru mărirea rezistenței la coroziune constă în modificarea compoziției suprafeței piesei în sensul creșterii proporției de compuși cu rezistență chimică ridicată.

O formă particulară de coroziune o reprezintă oxidarea la temperaturi înalte. O nouă compoziție a suprafeței pieselor poate conferi o rezistență sporită pentru acest tip de coroziune.

În numeroase cazuri suprafețele modificate chimic ale pieselor trebuie să reziste și la importante solicitări mecanice și termice, ceea ce presupune o bună aderență a stratului la materialul de bază al piesei, și chiar mai mult, realizarea unei coerențe a rețelelor cristaline la interfața celor două materiale.

Un asemenea caracter de aderență a stratului la suportul piesei se poate realiza în foarte bune condiții printr-un proces de difuzie. Sînt bine cunoscute tratamentele clasice de difuzie cu elemente nemetalice, carbon sau azot. În ultimul timp începe să fie aplicată utilizarea metalelor ca elemente difuzante pentru formarea straturilor de aliere superficială. Aceste tratamente de metalizare cu difuzie deschid mari posibilități pentru obținerea unei game extrem de variate de materiale.

La problematica largă a alierii metalelor se adaugă astfel o nouă dimensiune, alierea începînd de la suprafața pieselor pe adîncimi reduse, de obicei de ordinul zecilor pînă la cel al sutelor de microni. Această aliere este supusă în întregime legilor difuziei și duce la o dispunere complet nouă a elementelor de la exteriorul pieselor spre interiorul acestora, realizîndu-se uneori prin succesiunea fazelor veritabile diagrame de echilibru pe distanțe submilimetrice. Este adevărat însă că, dacă succesiunea fazelor în adîncimea straturilor de difuzie respectă diagrama de echilibru, nu întotdeauna se regăsesc toate fazele din sistem. Realizarea unor anumite compoziții și grosimi ale zonelor monofazice din straturile de difuzie reprezintă o nouă artă de obținere a aliajelor, în microvolume de material, caracteristică metalizării prin difuzie.

Parametrii asupra cărora se acționează într-un asemenea proces sînt temperatura, timpul, compoziția fazei care eliberează elementul difuzant și compoziția fazelor care primesc elementul difuzant. Datorită numeroșilor parametri care intervin în proces, structurile straturilor vor diferi în funcție de condițiile tratamentului, iar asociațiile de proprietăți ale materialelor devin astfel extrem de numeroase și variate. Proprietăților materialului de bază din care e constituită partea piesei care va trebui să răspundă la solicitările mecanice sau să posede o bună conductibilitate termică sau electrică li se adaugă proprietățile straturilor care vor trebui să prezinte o bună rezistență la coroziune în diferite medii și condiții de lucru (de exemplu, rezistența la oxidare la temperatură înaltă), să prezinte o anumită duritate, să aibă un coeficient mic de frecare etc.[1].

Pe această cale se pot realiza economii în producerea materialelor întrucît partea masivă a pieselor poate fi constituită din materiale mai ieftine, iar alierea cu elemente scumpe, ce pot determina anumite proprietăți, se efectuează numai la suprafața piesei, deci cu un consum redus de asemenea elemente.

Straturile de difuzie sînt formate ca rezultat al cel puțin două procese distincte. În primul proces, metalul difuzant este adus în contact cu suprafața materialului de bază, după care urmează procesul de difuzie propriu-zis, care constă într-o absorbție treptată a elementului difuzant în rețeaua materialului de bază.

Primul proces, și anume furnizarea elementului difuzant la suprafața materialului de bază,

se poate realiza printr-o mare varietate de metode.

O metodă constă în depunerea electrolitică la temperatură joasă a elementului difuzant urmată de difuzia acestuia la temperatură ridicată. Metoda are însă dezavantajul folosirii a două operații. Un asemenea proces poate fi realizat și într-o singură operație prin electrotransportul ionilor metalului difuzant la temperatură ridicată, în mediu de săruri topite și descărcarea lor la catodul format din piesa supusă tratamentului de difuzie, într-un ritm corelat cu procesul de difuzie. Așa cum se va arăta în continuare, acest tip de tratament a fost aplicat pentru numeroase metalizări cu difuzie.

Formarea cuplului de difuzie cu elementul difuzant, aflat în fază solidă sau lichidă, se poate realiza pe numeroase căi, însă de cele mai multe ori se preferă ca elementul difuzant să provină dintr-o fază gazoasă.

Faza gazoasă este constituită în general din halogenuri, în special din cloruri, avînd în vedere că majoritatea clorurilor au temperaturi de fierbere mai joase decît temperaturile de difuzie ale metalelor.

Pot avea loc mai multe tipuri de reacții prin care halogenura BX_2 a unui metal pune în libertate metalul B, astfel încît acesta să difuzeze în metalul suport A. Aceste reacții pot fi reprezentate schematic în modul următor :

1) reacție de schimb

$$A + BX_{2(gaz)} \rightleftarrows AX_2 + B \qquad (1)$$

2) reacție de reducere

$$BX_2 + H_2 \rightleftarrows 2HX + B \qquad (2)$$

3) reacție de descompunere termică

$$BX_2 \rightarrow X_2 + B \qquad (3)$$

Reacția de schimb implică scoaterea sau deplasarea unui atom A din suprafața materialului de bază pentru fiecare atom B depus. Pentru atomii A și B cu mase atomice apropiate, reacția produce modificări minime de greutate a piesei, oricare ar fi grosimea stratului de difuzie. Celelalte două reacții produc prin materialul de aport B o creștere în greutate a piesei tratate.

Posibilitatea de producere a acestor reacții poate fi dedusă din considerații termodinamice. Astfel concentrația de element B depus pe suprafața substratului A depinde de presiunea parțială a compușilor gazoși la temperatura tratamentului și de activitatea metalului depus B față de metalul de bază.

Dacă se aplică condiția de echilibru :

$$G^\circ = -2{,}3R\ T \log K_p \qquad (4)$$

pentru formarea halogenurilor BCl_2 și ACl_2 (reacțiile 5 și 6), constantele de echilibru K_p sînt :

$$B + Cl_2 \rightleftarrows BCl_2 ; \quad K_{p_B} = \frac{p_{BCl_2}}{a_B\, p_{Cl_2}} \qquad (5)$$

$$A + Cl_2 \rightleftarrows ACl_2 ; \quad K_{p_A} = \frac{p_{ACl_2}}{a_A p_{Cl_2}} \qquad (6)$$

Prin însumarea reacțiilor 5 și 6, rezultă reacția de schimb 1, a cărei constantă de echilibru K_{p_1} este :

$$K_{p_1} = \frac{a_B\, p_{ACl_2}}{a_A\, p_{BCl_2}} = \frac{K_{p_A}}{K_{p_B}} \qquad (7)$$

constanta K_{p_1} poate fi exprimată prin raportul constantelor de echilibru ale reacțiilor 5 și 6 sau în formă logaritmată :

$$\log K_{p_1} = \log K_{p_A} - \log K_{p_B} \qquad (8)$$

Informații asupra presiunilor de vapori ale celor două elemente A și B pot fi obținute din compararea valorilor logaritmilor constantelor de echilibru ale reacțiilor 5 și 6, reprezentate în figura 1 în funcție de temperatură.

Pentru o serie de cazuri practice, diferențele observate între $\log K_{p_A}$ și $\log K_{p_B}$ se traduc conform ecuației 8, prin valori ale constantelor de echilibru K_{p_1} situate între 0,1 și 0,01.

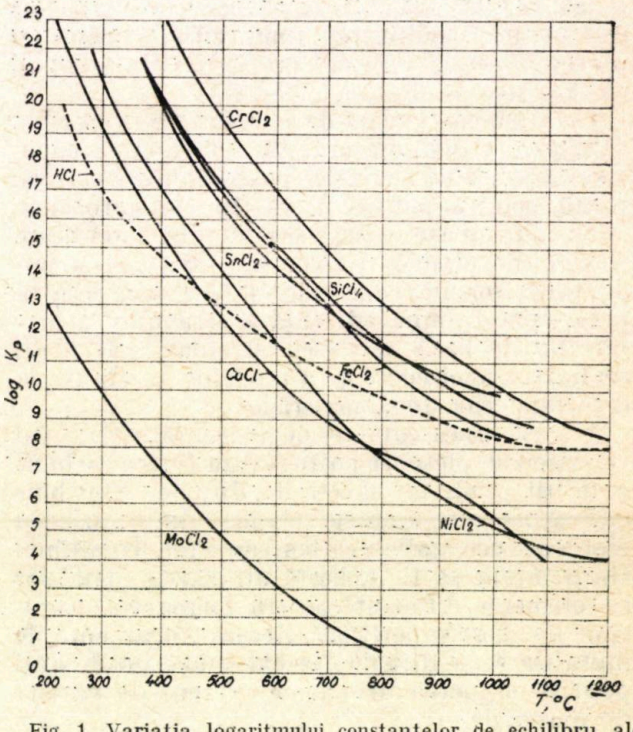


Fig. 1. Variația logaritmului constantelor de echilibru ale reacțiilor de formare a clorurilor unor metale, în funcție de temperatură

Dacă pentru simplificare se presupune în ecuaţia 7 că $a_B \approx a_A$ atunci raportul presiunilor de vapori ale clorurilor respective va avea valori cuprinse între 0,1 şi 0,01% sau, plecînd de la o fază gazoasă constituită numai din BCl_2, se obţine o conversie a elementului difuzant B, din faza de vapori pe suprafaţa piesei de 10% pînă la 1%.

Diferenţa de −2 dintre logaritmii constantelor de echilibru ale reacţiilor de formare ale celor două cloruri (fig. 1) – reprezentînd o conversie de aproximativ 1% – poate fi considerată ca minimă pentru ca reacţia de schimb să se producă în flux continuu cu procesul de difuzie.

În figura 1 se observă că între valorile lui log K_p pentru reacţiile de formare a $FeCl_2$ şi $SiCl_4$ la 1 000–1 100° există o diferenţă de aproximativ −1, reprezentînd o conversie a $SiCl_4$ de circa 10%, ceea ce asigură condiţii avantajoase pentru silicizarea aliajelor feroase. În mod corespunzător, între valorile log K_p ale reacţiilor de formare a $FeCl_2$ şi $CrCl_2$ diferenţa este de −2, asigurînd o conversie a $CrCl_2$ de 1%, suficientă pentru realizarea în condiţii practice a cromizării oţelurilor şi fontelor.

Din curbele reprezentate în figura 1 rezultă că cromizarea Ni sau a Mo nu este posibilă prin reacţia de schimb 1.

Dacă se ia însă în considerare reacţia 2, de reducere a $CrCl_2$ cu hidrogen, rezultă o diferenţă între logaritmii constantelor de echilibru ale reacţiilor de formare a HCl şi $CrCl_2$, în limitele valorii de −2, ceea ce face posibil procesul de cromizare a nichelului.

La procesele de metalizare cu difuzie pot concura mai multe tipuri de reacţii : reacţiile descrise precum şi alte reacţii, cum ar fi reacţia de reducere cu carbon şi reacţiile cu participarea mai multor cloruri ale aceluiaşi element etc. În funcţie de condiţii, aceste reacţii se pot înlocui una pe alta sau pot participa împreună.

În condiţiile cel mai des utilizate pentru metalizarea cu difuzie, faza gazoasă rezultă direct în incinta de lucru, prin descompunerea NH_4Cl adăugată în amestecul pulverulent în care este împachetată piesa supusă tratamentului.

Gazele rezultate din descompunerea NH_4Cl la temperatură ridicată prin reacţia

$$2NH_4Cl \rightarrow N_2 + 3H_2 + 2HCl$$

reacţionează cu metalele din amestecul de împachetare formînd cloruri, care apoi prin unul din mecanismele descrise (reacţii de schimb, reacţii de reducere, reacţii de descompunere termică sau de cele mai multe ori prin participarea mai multor tipuri de reacţii) pun în libertate elementul difuzant. Difuzia poate avea loc cu formarea unei soluţii solide, printr-un mecanism predominant fizic sau cu formarea de compuşi prin mecanismul difuziei cu reacţie, în care activităţile chimice joacă un rol predominant.

În cazul în care cînd acţionează mai multe elemente difuzante şi în substrat sînt prezente mai multe elemente, competiţia dintre procesele individuale devine extrem de complexă şi compoziţia sau grosimea straturilor de difuzie nu poate fi prevăzută numai din considerente teoretice.

Dacă se iau în considerare valorile log K_p din figura 1, se observă că reacţia de schimb a molibdenului cu siliciul, prezent în fază gazoasă ca $SiCl_4$, este prea puţin intensă pentru a asigura difuzia siliciului în molibden. Şi în acest caz însă, pot fi luate în considerare şi alte tipuri de reacţii şi, în plus, trebuie să se ţină seamă de faptul că difuzia siliciului este favorizată de formarea unui compus definit $MoSi_2$ foarte stabil. Pot fi găsite astfel condiţii în care silicizarea Mo în mediu gazos să fie posibilă.

Punîndu-se problema protejării molibdenului cu un strat de siliciură, s-a experimentat silicizarea molibdenului printr-un proces electrochimic constînd în electrotransportul ionilor de siliciu într-un mediu de săruri topite şi descărcarea siliciului pe catodul de molibden la temperatura necesară procesului de difuzie [2].

Un asemenea mod de lucru are avantajul că face posibilă desfăşurarea la electrozi a reacţiilor din care rezultă metalul difuzant, chiar dacă din punct de vedere termodinamic aceste reacţii nu se pot produce spontan, ca într-un element galvanic. Întrucît electrozilor li se aplică o diferenţă de potenţial, poate fi stabilită cantitatea de energie care va fi furnizată sistemului, astfel încît acesta să compenseze deficitul de energie pentru desfăşurarea reacţiilor şi să asigure totodată surplusul de energie necesar realizării unei viteze de transport a ionilor metalului difuzant, în concordanţă cu posibilităţile de difuzie ale metalului.

În figura 2 este redată imaginea de raze X produsă de radiaţia caracteristică $Si_{K\alpha}$, înregistrată la microsonda electronică pentru o probă de molibden silicizată. Imaginea pune în evidenţă concentraţia ridicată şi uniformă a siliciului în stratul net delimitat de metalul suport ; aceste caractere indică o natură fazică a stratului specifică compuşilor intermetalici. Prin analiză cantitativă cu microsonda electronică s-a stabilit că proporţia elementelor din strat corespunde compoziţiei compusului $MoSi_2$.

Compactitatea şi uniformitatea stratului, granulaţia sa fină, aderenţa perfectă şi coerenţa la substrat îi conferă calităţile necesare protecţiei la oxidare a Mo, chiar şi la temperaturi ridicate de ordinul a 1 700°C, la care lucrează

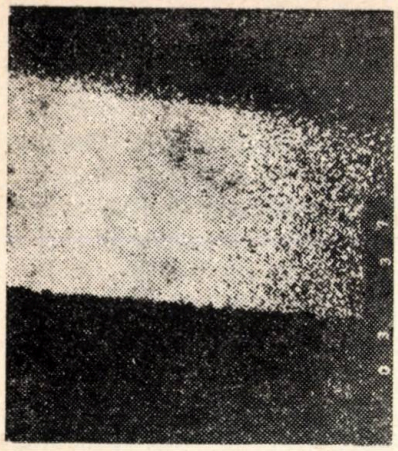


Fig. 2. Imagine de raze X a unei probe de Mo silicizate ; imagine produsă de radiația caracteristică $Si_{K\alpha}$

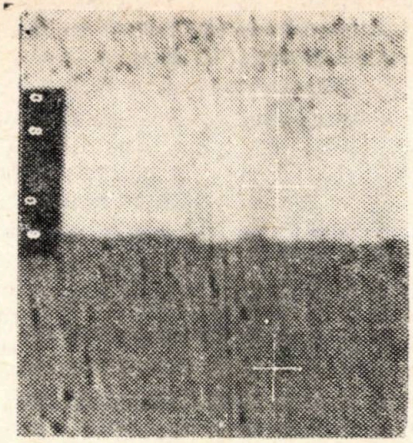


Fig. 3. Imagine de compoziție a unei probe de Cu zirconizate, cu indicarea punctelor în care s-a efectuat analiza cantitativă la microsonda electronică

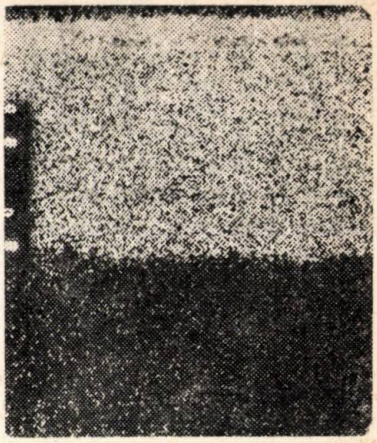


Fig. 4. Imaginea de raze X produsă de radiația caracteristică $Zr_{K\alpha}$ a probei de Cu zirconizate, pentru aceeași zonă ca în figura 3

elementele încălzitoare din molibden, cunoscute sub numele comercial de superkanthal.

Un alt proces de difuzie, efectuat într-un mediu de fluoruri topite, a constat din zirconizarea cuprului [3]. Straturile obținute au fost studiate prin microscopie electronică (fig. 3 și 4) și din determinările compoziției fazelor cu microsonda electronică a rezultat că se produc, în funcție de condițiile tratamentului, șase tipuri distincte de straturi, corespunzînd compușilor Cu_5Zr, Cu_4Zr, Cu_3Zr, Cu_5Zr_2, Cu_3Zr_2 și $CuZr_2$. Pe această cale au putut fi aduse contribuții la elucidarea diagramei de echilibru Cu—Zr [4].

Cuprul, ca element suport, a fost ales și pentru studiul unui alt proces de metalizare cu difuzie, și anume pentru procesul de berilizare [5]. Cercetările au fost efectuate de asemenea în mediu de fluoruri topite, determinîndu-se rolul pe care îl are compoziția electrolitului asupra activității ionului Be^{2+} în electrolit, precum și posibilitatea de formare a ionilor complecși [6].

A fost stabilită natura straturilor de difuzie, iar din variația grosimii straturilor în funcție de condițiile tratamentului au fost determinați coeficienții de difuzie ai beriliului în fazele β și γ ale sistemului Cu—Be [7], [8]. Straturile berilizate conferă cuprului rezistență ridicată la coroziune și uzare, rezistență la solicitări dinamice alternative, creșterea proprietăților mecanice de rezistență la rupere și creșterea modulului de elasticitate. Efecte importante asupra proprietăților mecanice se obțin mai ales prin aplicarea tratamentului de berilizare pe piese cu secțiuni reduse (tablă sau sîrmă), realizîndu-se pe această cale plăcuțe elastice și arcuri din cupru. La aceste piese se îmbină duritatea ridicată a straturilor superficiale cu excelentă conductibilitate electrică a cuprului.

Pe lîngă cercetările de metalizare cu difuzie a unor metale neferoase, o atenție deosebită s-a acordat tratamentelor de metalizare a oțelurilor și fontelor.

Ca elemente difuzante au servit Al, Si, Cr, V, Ti, Nb, Mo etc., folosite în mod individual la difuzia unui singur element de aport sau grupate, pentru difuzia simultană a mai multor elemente de aport. Materialul suport pentru metalizare a fost și el diferit, începînd cu fierul Armco trecînd la oțelul carbon, oțeluri slab aliate, oțeluri mediu aliate, pînă la oțeluri înalt aliate și fonte.

Dat fiind numărul mare de rezultate obținute din cercetările efectuate, în lucrarea de față sînt expuse pe scurt doar cîteva din concluziile obținute.

În sistemele simple, factorii termodinamici care determină stabilitatea fazelor, factorii structurali incluzînd rețeaua cristalină și mărimea razelor atomice împreună cu alți factori care caracterizează forțele interatomice, pot explica și chiar prevedea natura și succesiunea fazelor formate prin difuzie. Spre deosebire de acestea, în sistemele complexe, interpretarea fenomenelor de difuzie este mult mai dificilă.

Astfel, difuzia cromului în fier Armco provoacă la început o îmbogățire rapidă a fierului în Cr cu stabilizarea soluției solide de tip α. Se realizează astfel prin difuzie o variație exponențială a concentrației cromului caracteristică difuziei într-o soluție solidă. La o anumită adîncime de difuzie, datorită scăderii concentrației cromului în fier, se atinge limita de stabilitate a fazei feritice de 12% Cr și difuzia la temperatura de 1 000—1 100°C începe să aibă loc într-o fază austenitică cu o viteză mult mai redusă. Acest fenomen este pus în evidență la studierea probelor la temperatura ambiantă

printr-o scădere bruscă a concentrației în strat (fig. 5).

Într-un sistem mult mai complex de difuzie, în care există trei elemente difuzante (Cr, Al și V) și substratul este format dintr-un oțel, condițiile de difuzie vor fi diferite, chiar dacă cele trei elemente difuzante sînt toate alfagene.

Prin încercări pe sisteme binare și apoi în sistemul ternar, a fost stabilit rolul favorizant al aluminiului pentru difuzia cromului și vanadiului, elemente care produc cu ușurință carburi. De exemplu, în cazul vanadiului ca singur element difuzant într-un oțel cu conținut redus de C, acesta formează în primul stadiu un strat de carburi care se constituie ca o barieră în calea difuziei împiedicînd practic difuzia în continuare a vanadiului. La difuzia simultană a Al, Cr și V, aluminiul care nu formează carburi difuzează înaintea elemente-

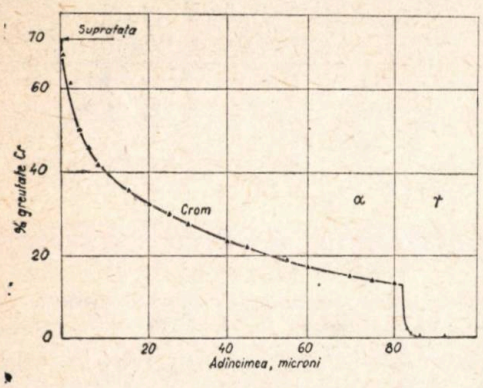


Fig. 5. Variația concentrației cromului în stratul de difuzie format la 1 100°C pe fier Armco

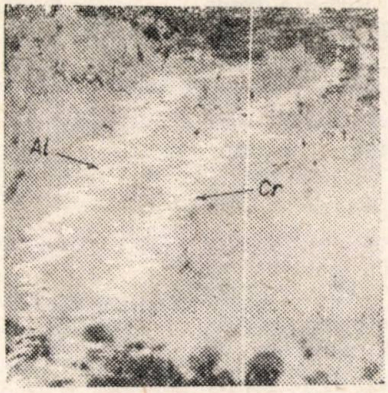


Fig. 6. Micrografie electronică a unei probe din OL 37 cromoaluminizate și profilurile de variație a intensității radiațiilor X caracteristice $Cr_{K\alpha}$ și $Al_{K\alpha}$

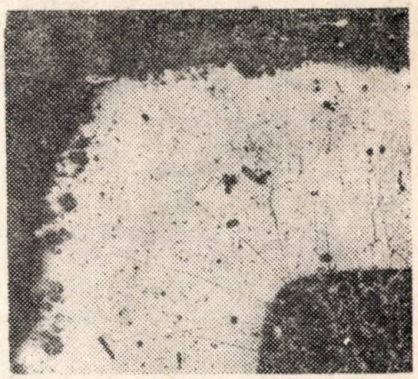


Fig. 7. Micrografie optică a unei probe din OL 37 cromoaluminizate; strat de ferită aliată cu Cr și Al și zonă adiacentă din substrat îmbogățită în carbon. Mărire 150 : 1

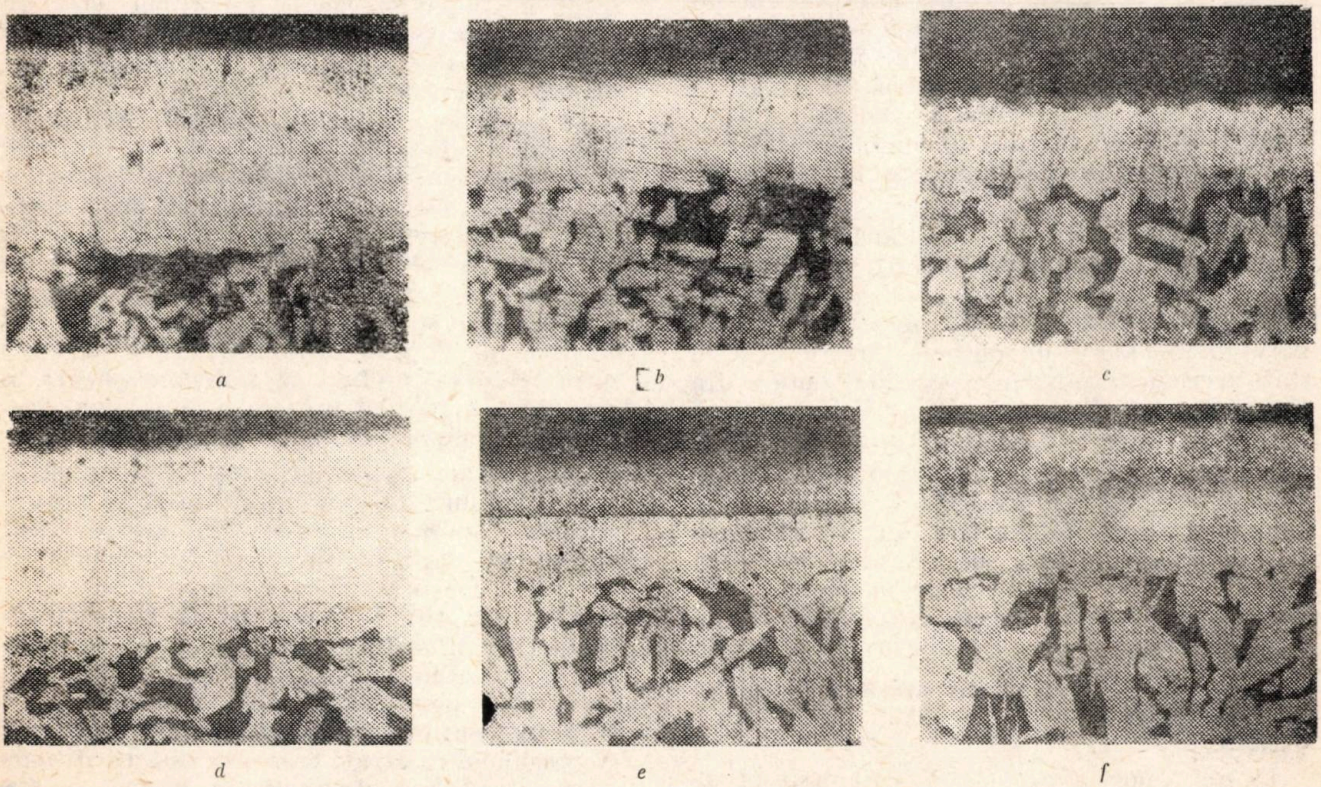


Fig. 8. Micrografii optice ale unor probe din OL 37 aluminovanadizate prin cementare în amestec de pulberi la diverse valori ale raportului Al/V în amestecul de cementare. Mărire 100 : 1

a. Al/V = 1/2; Al/(Al+V) = 0,333; *b*. Al/V = 1/3; Al/(Al+V) = 0,25; *c*. Al/V = 1/4; Al/(Al+V) = 0,20; *d*. Al/V=1/5; Al/(Al+V) = 0,166; *e*. Al/V = 1/6; AL/(Al +V) = 0,1428; *f*. Al/V = 1/9; AL/(Al+V) = 0,10

lor carburigene, întîrzie formarea carburilor și favorizează difuzia cromului și vanadiului.

În figura 6 este prezentată variația concentrațiilor cromului și aluminiului la difuzia simultană a acestor elemente într-un oțel nealiat cu 0,2%C. Aluminiul, element necarburigen și puternic alfagen, stabilizează ferita în care difuzează cu ușurință și împinge carbonul înspre interiorul piesei creînd astfel condiții pentru difuzia cromului.

În figura 7, într-o imagine de microscopie optică a unei probe în care a avut loc difuzia aluminiului și cromului, se observă stratul de ferită aliată cu crom și aluminiu și înspre interior substratul de oțel îmbogățit în carbon. Conținutul de crom și aluminiu din stratul feritic depinde de compoziția fazei gazoase, iar compoziția acesteia depinde de concentrația aluminiului și cromului în pulberile de împachetare. Variind raportul celor două elemente difuzante în amestecul de pulberi, s-a constatat că, la conținuturi ridicate de Al, se obțin straturi groase de difuzie în care este prezent Al și lipsește Cr. Prin micșorarea conținutului de Al în amestecul de pulberi în raportul Al/Cr $\leqslant 1/3$, stratul de difuzie începe să conțină pe lîngă Al, și Cr. Conținutul de Cr din strat este variabil, crescînd odată cu micșorarea raportului Al/Cr din amestecul de pulberi. La un raport al aluminiului și cromului în amestecul de pulberi egal cu 1/5 se obține conținutul maxim de crom în strat, pentru ca micșorînd în continuare participarea aluminiului în amestecul de pulberi, conținutul de crom din strat să revină la valori mai reduse. Cromul singur difuzează mult mai greu într-un oțel datorită formării barierei de carburi care îi încetinește mult difuzia.

Cercetările de difuzie simultană a cromului și vanadiului într-un oțel cu 0,2% C au dus la formarea de straturi la care atît compoziția, cît și grosimea au variat în funcție de raportul Al/V în amestecul de pulberi. Aceste straturi sînt prezentate în micrografiile optice din figura 8, *a*—8, *f*.

Încercările de a obține straturi de difuzie numai cu vanadiu nu au dat rezultate. Introducerea în proporții variabile a aluminiului în amestecul de împachetare a dus la formarea de straturi de difuzie groase în care era prezent atît Al cît și V. Variația grosimii totale a stratului de difuzie în funcție de conținutul aluminiului în amestecul de pulberi, exprimat prin raportul $\frac{Al}{Al+V}100$, este prezentată în figura 9.

La un raport ridicat Al/V în amestecul de împachetare (Al/V = 1/2), au fost obținute straturi de difuzie de 350 μm. Grosimea acestor straturi a scăzut odată cu micșorarea raportului Al/V pînă la 150 μm (la un raport Al/V = =1/4 sau $\frac{Al}{Al+V}\cdot 100 = 20\ \%$), figura 9. Micșorînd în continuare raportul Al/V în amestecul de împachetare, se constată din nou o

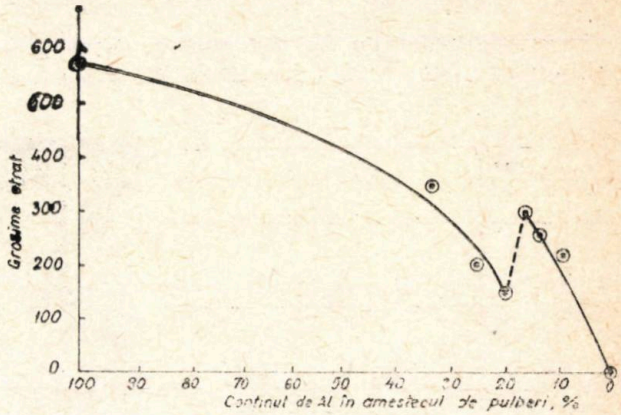


Fig. 9. Variația grosimii stratului de difuzie obținut la alumino-vanadizarea oțelului OL 37 în funcție de conținutul de aluminiu $\frac{Al}{Al+V}\cdot 100$ în amestecul de pulberi de cementare

creștere a grosimii stratului, la raportul Al/V = =1/5 corespunzînd unui conținut de 16,6%Al (fig. 9). Grosimea stratului începe din nou să scadă odată cu reducerea raportului Al/V în amestecul de pulberi. În absența aluminiului grosimea stratului devine nesemnificativă pentru utilizări practice.

În concluzie, adîncimea zonei de difuzie se micșorează odată cu creșterea conținutului de V în amestecul de împachetare, însă această micșorare nu este continuă ci are loc după două curbe de descreștere, o curbă care se verifică pentru raportul Al/V $\geqslant 1/4$ și alta care se verifică pentru raportul Al/V $\leqslant 1/5$. Discontinuitatea care se manifestă în variația grosimii stratului de difuzie la raportul Al/V cuprins între 1/4 și 1/5 trebuie să aibă ca explicație o modificare a naturii procesului de difuzie, respectiv a compoziției fazice a stratului.

Într-adevăr, dacă se urmărește aspectul straturilor obținute la concentrații mari de aluminiu (fig. 8, *a*—8, *c*) se observă că acestea sînt monofazice, fapt confirmat și din curbele de variație a conținuturilor de elemente difuzante în strat (fig. 10). În figura 10 sînt înregistrate profilurile intensității radiațiilor X caracteristice ale aluminiului și vanadiului a căror descreștere monotonă pune în evidență o reducere continuă a concentrației aluminiului și vanadiului în strat, ceea ce atestă că difuzia a avut loc într-o structură monofazică de tip soluție solidă.

În figura 8, *d* se observă formarea unui al doilea strat, care devine bine conturat în

figura 8, *e* și cu o limită interfazică foarte netă în figura 8, *f*. Variația conținutului de Al și V în zona de difuzie, dată de profilurile concentrației celor două elemente (fig. 11, *a*) și de imaginea de raze X a vanadiului din figura 11, *b*, arată formarea la exteriorul piesei a unui substrat bogat în vanadiu. Acest substrat poate conține

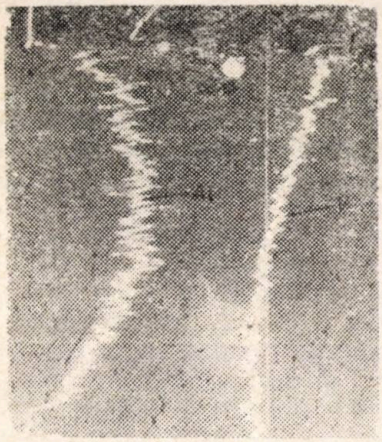


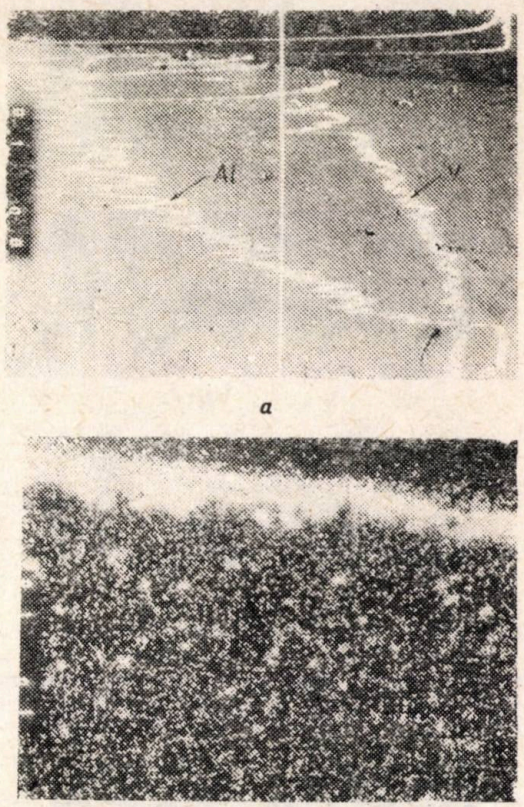
Fig. 10. Micrografie electronică (imagine de compoziție) a unei probe din OL 37 aluminovanadizate și profilurile de variație a radiațiilor X caracteristice $Al_{K\alpha}$ și $V_{K\alpha}$; raport Al/V în amestecul de cementare = 1/2. Mărire 150 : 1

carburi de vanadiu formate prin difuzia inversă a carbonului care începe să se manifeste la conținuturi mai mari de V în amestecul de împachetare.

Într-o altă serie de lucrări, a fost experimentată difuzia simultană a cromului și vanadiului. Rezultatele obținute prezintă interes, deoarece în timp ce utilizarea vanadiului ca singur element difuzant nu dă rezultate satisfăcătoare, folosirea pentru difuzie a cromului și vanadiului permite obținerea de straturi suficient de groase pentru a fi utilizate în scop practic.

Dintre cele două elemente, Cr și V, ambele carburigene, elementul care difuzează mai ușor și conduce procesul de difuzie este de data aceasta cromul. Dintre carburile care se formează, cele mai stabile sînt carburile de vanadiu. Vanadiul poate înlocui în carburi cromul pe care-l eliberează pentru difuzie în soluție solidă α.

Pentru a mări cantitatea de carburi dure care se pot forma în stratul exterior de la suprafața piesei, în experimentări s-au folosit, pentru tratamentele de metalizare, pe lîngă oțelurile moi, și oțelurile cementate în prealabil cu carbon, pe o grosime de circa 1 mm, cu un conținut de 1%C la suprafața stratului carburat. În urma tratamentului de cromovanadizare se constată faptul interesant că difuzia se produce pe adîncimi destul de mari, atît pentru Cr cît și pentru V, în condiții care nu erau nici pe departe îndeplinite pentru fiecare element în parte. În acest proces Cr favorizează difuzia vanadiului, care astfel nu s-ar fi produs, iar V favorizează difuzia cromului prin formarea de carburi mai stabile și eliberarea cromului pentru difuzie în soluție solidă α. Întrucît V are o afinitate mai mare față de C decît Fe și Cr, carbonul difuzează invers prin strat înspre exteriorul piesei, unde întîlnește V și formează un strat compact și dur de carburi de V.



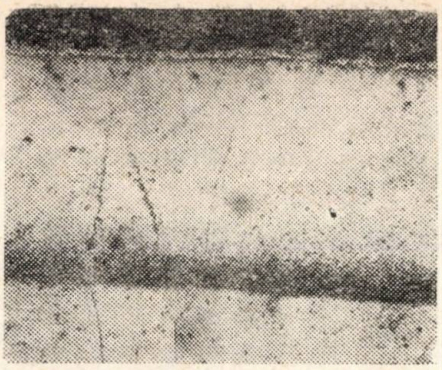
a

b

Fig. 11. Imagini înregistrate la microsonda electronică pentru o probă din OL 37 aluminovanadizată; raport Al/V în amestecul de cementare = 1/5. Mărire ×150
a — imagine de compoziție și profilurile de variație a radiațiilor X caracteristice $Al_{K\alpha}$ și $V_{K\alpha}$; b — imagine de raze X produsă de radiația caracteristică $V_{K\alpha}$

În figura 12, *a* și 12, *b* sînt prezentate micrografiile optice ale stratului format la cromovanadizarea unui oțel cu 0,2% C (fig. 12, *a*) și a aceluiași oțel carburat în prealabil (fig. 12, *b*). În ambele micrografii se observă la exterior un strat de carburi (mai subțire în oțelul moale și mai gros în oțelul carburat), urmat spre interior de un strat de difuzie în soluție solidă (mai gros în oțelul moale și mai subțire în oțelul carburat). În ambele materiale se observă că stratul se continuă cu o zonă sărăcită în carbon.

În figura 13, *b*—13, *d* sînt prezentate imagini înregistrate la microsonda electronică pe stratul format la cromovanadizarea unui oțel carburat, strat a cărui micrografie optică este dată în figura 13, *a*. Profilurile de intensitate ale radiațiilor caracteristice $V_{(K\alpha)}$ și $Cr_{(K\alpha)}$ din

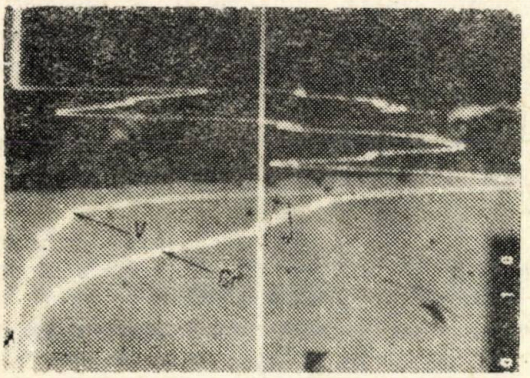


a

b

Fig. 12. Micrografii optice ale unor probe din OL 37 cromovanadizate. Mărire ×100
a—fără cementare prealabilă cu carbon (~0,2%C în probă)
b—cu cementare cu carbon ce precede tratamentul de cromovanadizare (~1%C în strat după carburare)

a



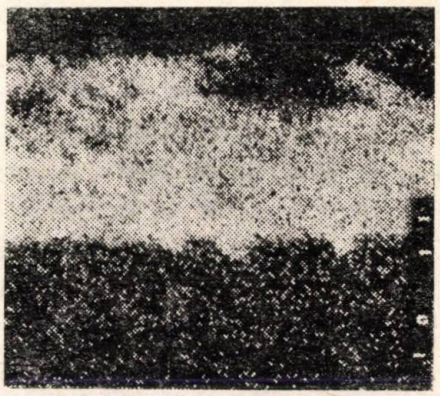
b

figura 13, *b* atestă formarea stratului de carburi și a substratului de soluție solidă cu Cr și V.

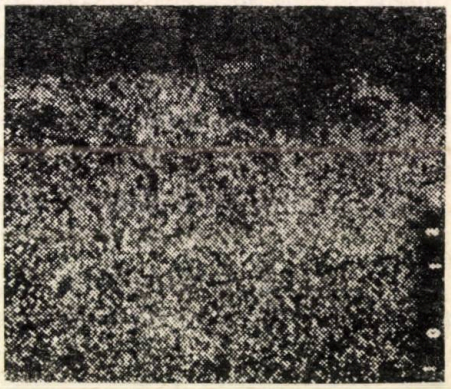
În figura 13, *c*, reprezentînd imaginea de raze X produsă de radiația caracteristică $V_{(K\alpha)}$, se observă că vanadiul se află într-o concentrație ridicată în stratul de carburi și într-o concentrație redusă în soluția solidă situată sub stratul de carburi. Demarcația netă între cele două substraturi atestă natura fazică diferită a acestora.

În figura 13, *d*, reprezentînd imaginea de raze X produsă de radiația caracteristică $Cr_{(K\alpha)}$, se observă o diferență mult mai puțin pronunțată între conținutul de Cr din stratul de carburi și conținutul de Cr din substratul de soluție solidă confirmînd considerațiile anterioare privind substituirea cromului de către vanadiu în stratul de carburi.

Exemplele care au fost selectate dintr-un mare număr de rezultate experimentale obținute în cadrul programului întreprins de studiere a proceselor de metalizare cu difuzie a



c



d

Fig. 13. Structuri și compoziții ale stratului format la cromovanadizarea unei probe din OL 37 cu carburare prealabilă
a—micrografie optică; mărire ×200
b—imagine de compoziție și profilurile de variație a intensității radiațiilor X caracteristice $Cr_{K\alpha}$ *și* $V_{K\alpha}$; *mărire* ×300
c—imagine de raze X produsă de radiația caracteristică $V_{K\alpha}$; *mărire* ×600
d—imagine de raze X produsă de radiația caracteristică $Cr_{K\alpha}$; *mărire* ×600

oţelurilor cu metale de tranziţie pun în evidenţă complexitatea fenomenelor care au loc la difuzia simultană a mai multor elemente de metalizare şi totodată posibilităţile largi de dirijare a naturii şi proprietăţilor straturilor formate, prin combinarea mai multor elemente difuzante şi printr-o alegere judicioasă a condiţiilor de tratament.

Bibliografie

[1] Audisio, S. *La lutte contre la corrosion et l'usure: les dépôts chimiques en phase gazeuse.* 8 Paris, Masson et Cie 1970.

[2] Petrescu, N., Petrescu, Maria, Briţchi, Mirela, Pavel, Liana. In: Rev. Roum. de Chimie, R.S.R., nr. 11, 1973, p. 1853.

[3] Gâdea, Suzana, Petrescu, Maria, Bojin, D. In: Bul. I.P.B., Seria Chimie-Metalurgie Bucureşti, tom 39, nr. 2, apr.—iulie, 1977, p. 85.

[4] Petrescu, Maria. In: Bul. I.P.B., seria Chimie-Metalurgie, Bucureşti, tom. 39, nr. 3, iulie—sept., 1977, p. 79.

[5] Gâdea, Suzana, Petrescu, N., Petrescu, Maria, Briţchi, Mirela, Ştefănescu, Anca. In: Metalurgia, R.S.R., nr. 1, 1977, p. 35.

[6] Gâdea, Suzana, Petrescu, N., Petrescu, Maria, Briţchi, Mirela, Ştefănescu, Anca. In: Metalurgia, R.S.R., nr. 2, 1977, p. 94.

[7] Gâdea, Suzana, Petrescu, Maria, Bojin, D.. In: Metalurgia, R.S.R., nr. 11, 1976, p. 606.

[8] Gâdea, Suzana, Petrescu, N., Petrescu, Maria, Briţchi, Mirela, Ştefănescu, Anca. In: Metalurgia, R.S.R., nr. 5, 1977, p. 263.

REVISTA REVISTELOR

Iz. VUZ, Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 6, 1986

Termodinamica procesului de saturare prin difuzie a fierului cu titan prin faza de clorură, p. 1 — Metodologia determinării suprafeţei de contact a lichidului cu jetul de gaz după viteza de răcire a lichidului, p. 4 — Influenţa temperaturii asupra tensiunii superficiale a oţelurilor lichide şi aliajelor, p. 7 — Dependenţa de temperatură a viscozităţii topiturilor de borosilicaţi, p. 10 — Utilizarea legităţilor schimbului de căldură pentru estimarea repartizării materialelor şi gazelor la gura de încărcare a furnalului, p. 15 — Estimarea teoretică a modificării indicatorilor tehnico-economici ai elaborării în furnal prin insuflarea gazului reducător în partea inferioară a cuvei unui furnal, p. 21 — Studierea caracteristicilor gazodinamice ale coloanei de materiale granulare în condiţii de contracurent, p. 24 — Metodologia alegerii parametrilor regimului de insuflare la elaborarea în furnal, p. 29 — Influenţa compoziţiei minereului de siderit primar asupra indicatorilor de funcţionare a cuptoarelor cu cuvă, p. 32 — Estimarea comparativă a pierderilor de căldură în convertizor şi în agregatul de elaborare continuă a oţelului, p. 35 — Modificarea oxidării oţelului necalmat cu conţinut scăzut de carbon la solidificarea lingourilor mari pentru tablă, p. 38 — Influenţa intensităţii suflării cu gaz inert asupra caracteristicilor cinetice ale decarburării cu argon-oxigen a oţelului rezistent la coroziune în vid, p. 41 — Influenţa vitezei de presare şi a unghiului de conicitate al matriţei asupra procesului izotermic de extrudare directă a cilindrului tubular, p. 46 — Calculul modificării formei şi a parametrilor energetici de forţă ai procesului de laminare a profilelor în formă de T în calibrele cu trei cilindri, p. 49 — Studierea şutajelor de capăt ale prizei la laminorul de bandă lată la cald, p. 52 — Metoda energetică de determinare a parametrilor abaterii de la planitate a benzii la laminarea tablei subţiri, p. 56 — Influenţa condiţiilor frecării de contact asupra stării de tensiune la trefilare, p. 60 — Analiza statistică şi elaborarea modelului matematic al calibrării profilelor U, p. 64 — Presiunea pe cilindri la laminare cu ecruisarea şi întinderea benzii. Comunicarea 2, p. 70 — Metodologia de circumscriere numerică a diagramelor întinderii la laminarea la rece. Comunicarea 2, p. 74 — Determinarea rezistenţei la fisurarea şinelor călite în profunzime, p. 81 — Problemele mărunţirii grăunţilor austenitici şi ale călibilităţii oţelului, p. 83 — Micşorarea micronecomogenităţii oţelului slab aliat prin modificarea cu calciu, p. 86 — Austenitizarea oţelului eutectoid, p. 89 — Transformările structurale la topirea superficială a pulberii turnate de oţel 10R6M5, p. 91 — Influenţa tratamentului termomecanic de temperatură joasă asupra proprietăţilor mecanice şi a sensibilităţii la starea de tensiune a oţelului 03H11N10M2T, p. 96 — Prognozarea matematică a neuniformităţii proprietăţilor pe secţiunea produselor de gabarit mare, din oţel martensitic îmbătrînibil, p. 101 — Noi oţeluri rezistente la uzură, aliate economic pe bază de Fe—Mn—V—C cu structură controlată, p. 108 —Estimarea adîncimii revenirii oţelurilor călite la încălzirea de suprafaţă a epruvetelor masive în regim cu impulsuri p.113— Influenţa intervalului de cristalizare a aliajelor fier-carbon şi a configuraţiei cavităţii formei, asupra duratei de turnare, p. 118 — Analiza schimbului de căldură în cuptorul rotativ de calcinare, p. 121 — Funcţionarea gazodinamică a cuptoarelor cu cuvă de secţiune inelară sau dreptunghiulară. Comunicarea 2, p. 124 — Influenţa parametrilor de construcţie asupra mărimii presiunii axiale în arzătoarele de tip turbionar, p. 127 — Influenţa rezistenţei termice de contact asupra dinamicii încălzirii prin convecţie—radiaţie a cilindrului compus, p. 130 — Problema estimării continue a parametrilor de bază ai stării proceselor de elaborare a oţelului, p. 133 — Problema optimizării procesului de aglomerare a încărcăturilor, p. 138 — Determinarea parametrilor raţionali ai elementelor căruciorului maşinii de calcinare cu evidenţa interconexiunii cîmpurilor lor de temperatură, p. 141 — Calculul parametrilor de forţă ai procesului de tăiere a semifabricatelor, p. 144 — Concordanţa planurilor de producţie în funcţie de procesele limitrofe ale ciclului metalurgic. Comunicarea 1, p. 146 — Modelul dizolvării particulei greu fuzibile în baia de metal lichid, p. 151 — Studierea influenţei sarcinii gazoase asupra mersului proceselor de reducere a materiei prime feroase, p. 152 — Calculul compoziţiei de echilibru al fazelor la prelucrarea în convertizor a fontei cu vanadiu, p. 153 — Rafinarea metalului cu azot la retopirea cu doi electrozi în lingotieră rotativă, neracită, p. 154 — Problema alunecării la contactul cilindrilor de lucru şi de sprijin, p. 155 — Incovoierea capătului din faţă al benzii în plan orizontal, p. 155 — Influenţa azotului asupra eficienţei desulfurării fontei cu magneziu, p. 157.

Contribuții la asimilarea fabricării unor materiale metalice deficitare, prin valorificarea superioară a resurselor refolosibile și elaborarea de aliaje cu proprietăți speciale

Prof. dr. ing. I. Drăgan,
conf. dr. ing. V. Constantinescu
și dr. ing. R.L. Orban
Institutul politehnic — Cluj-Napoca

CZ : 669.054.8 : 669.2/.8

Importantă componentă a strategiei dezvoltării bazei de materii prime și materiale, asimilarea fabricării materialelor metalice deficitare, prin amplele sale deschideri și profundele valențe științifice, s-a impus ca direcție prioritară de cercetare științifică și dezvoltare tehnologică [1], găsindu-și un loc bine conturat și în activitatea de cercetare științifică desfășurată la Institutul politehnic Cluj-Napoca.

Pornind de la faptul că valorificarea resurselor refolosibile conferă multiple posibilități în acest sens, colectivul coordonat de autori, în colaborare cu specialiști de la Intreprinderea de utilaj chimic Făgăraș, a întreprins în mod consecvent, încă din anul 1974, cercetări sistematice pentru recuperarea wolframului și cobaltului din aliaje dure încorporate în plăcuțe așchietoare și filiere uzate [2], [3], a cuprului din table placate, mașini și instalații electrice greu dezmembrabile scoase din uz [4], a fierului din șlamuri rezultate în procesele catalitice de la fabricarea coloranților, a oțelurilor RUL din deșeuri de la fabricarea rulmenților [5], a wolframului, nichelului, cuprului și staniului din scule de foraj cu diamante scoase din uz.

Metoda de recuperare stabilită (fig. 1), preponderent hidrometalurgică, duce la obținerea metalelor recuperate sub formă de pulberi competitive, atît în privința calității cît și a prețului de cost, cu pulberile metalice similare fabricate prin alte metode.

Este de remarcat faptul că extragerea metalului sub această formă reprezintă, din punct de vedere tehnico-economic, o valorificare superioară a deșeurilor sus-menționate avînd în vedere prețurile mai ridicate, pe plan mondial, ale pulberilor metalice față de cele ale altor categorii de semifabricate utilizate în construcția de mașini [6].

Cu unele particularități, metoda este aplicabilă și a fost concretizată în procedee pentru recuperarea din deșeuri a tuturor metalelor amintite. Acestea au fost verificate, cu bune rezultate, la scară de laborator, unele chiar brevetate [7], [8], [9]. În industrializarea lor, s-a dat însă prioritate celor pentru recuperarea metalelor: wolfram, cobalt, cupru, nichel, staniu.

Procedeul de recuperare a wolframului duce la obținerea succesivă a parawolframatului de

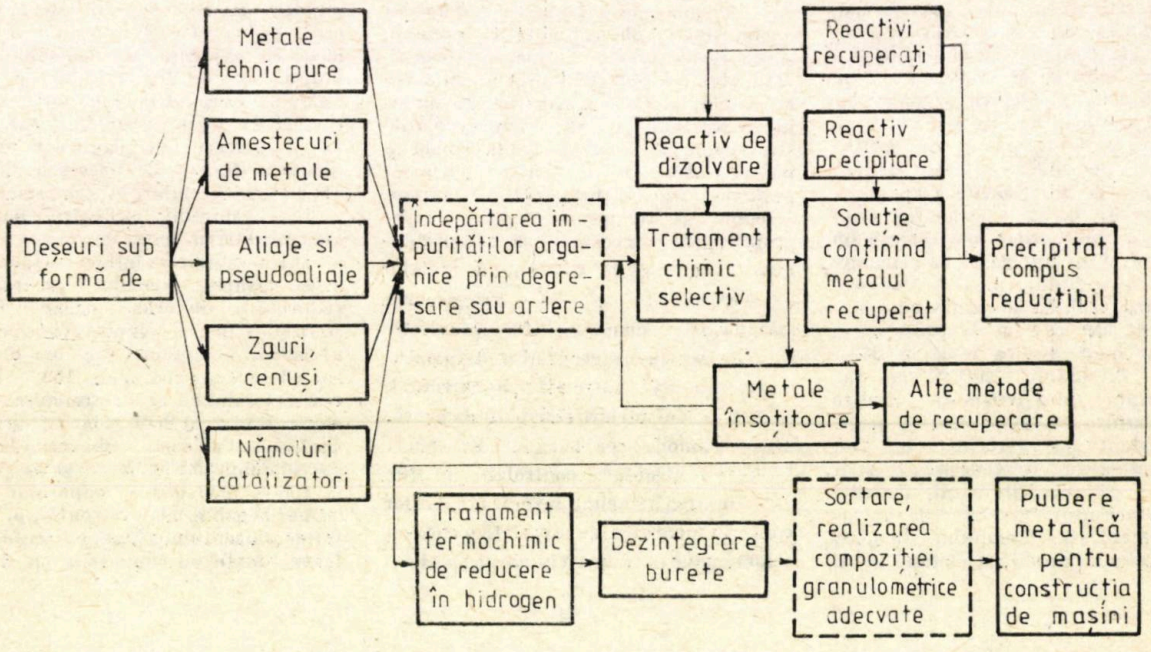
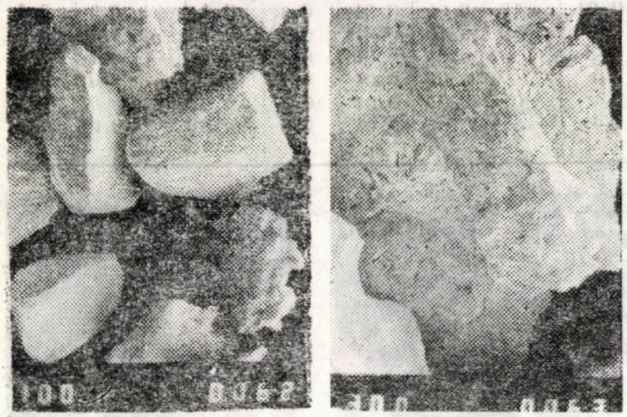


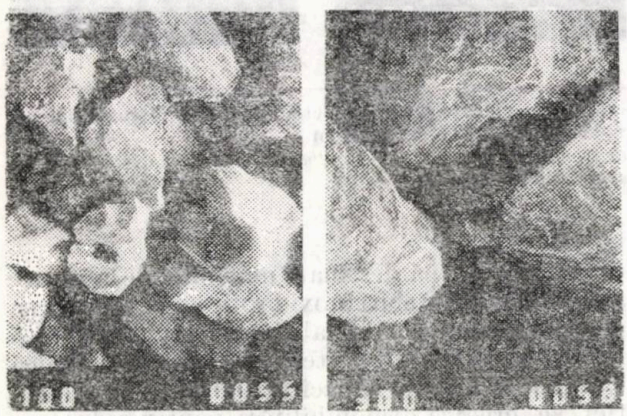
Fig. 1. Schema de principiu a metodei de recuperare a metalelor, sub formă de pulberi, din materiale complexe refolosibile

amoniu, trioxidului de wolfram și, în final, a pulberii de wolfram, iar cel de recuperare a cobaltului — la pulbere de oxid de cobalt și cobalt, putînd fi oprite în oricare din aceste faze, în funcție de cerințele beneficiarului. O problemă mult controversată a fost oportunitatea tehnico-economică a recuperării wolframului metalic din aliajele dure sinterizate, cunoscute fiind tendințele de recuperare directă sub formă de carbură de wolfram [10], care își găsește cele mai multe aplicații în construcția de mașini. Desigur, recuperarea directă a carburii de wolfram pare mai avantajoasă sub aspect economic. Cercetările întreprinse de autori au scos însă în evidență faptul că, cel puțin în cazul metodei de „dezinsertare" aplicată la recuperarea carburii de wolfram din scule de foraj cu diamante, care constă în dizolvarea aliajului care leagă granulele de carbură printr-un atac chimic selectiv, acestea sînt depreciate calitativ (fig. 2) avînd conturul rotunjit, suprafață rugoasă cu adevărate „cratere" care se prelungesc în interiorul granulei, prezentînd un atac mai accentuat la limitele grăunților cristalini și uneori chiar fisuri, defecte care nu se constată la granulele din carbura nouă (fig. 3).



a *b*

Fig. 2. Aspectul morfologic al granulelor pulberii de carbură de wolfram recuperată din scule de foraj cu diamante prin metoda atacului chimic selectiv
a — mărire ×100; *b — mărire* ×300



a *b*

Fig. 3. Aspectul morfologic al granulelor pulberii de carbură de wolfram nouă, de același tip cu cea recuperată
a — mărire ×100; *b — mărire* ×300

Ca urmare a condițiilor termice severe în care se realizează metoda de „dezinsertare" este de așteptat ca și recuperarea carburii de wolfram prin metoda solubilizării liantului cu zinc, aplicabilă aliajelor dure WC—Co [10], să ducă la o depreciere calitativă similară a granulelor, cu implicații asupra proprietăților produselor în care urmează a fi încorporate.

S-a apreciat deci că singura cale care poate asigura obținerea proprietăților inițiale ale carburii de wolfram este nu recuperarea sa directă din aliaje dure, ci a wolframului, carbura urmînd să se obțină prin carburarea acestuia. În consecință, s-a dat curs industrializării procedeului stabilit de recuperare a wolframului și cobaltului din plăcuțe așchietoare uzate, realizîndu-se o stație experimentală concepută ca o unitate de producție modul. Pulberile de wolfram și cobalt elaborate se încadrează în prevederile standard, dovedindu-se competitive cu pulberi similare elaborate pe plan mondial, atît sub aspectul purității (tab. 1 și 2), cît și sub cel al morfologiei granulelor (fig. 4, 5) și al proprietăților tehnologice. Ca urmare, în anul

Tabelul 1

Date comparative privind puritatea și proprietățile tehnologice ale pulberilor de wolfram elaborate din deșeuri de plăcuțe dure așchietoare și filiere scoase din uz

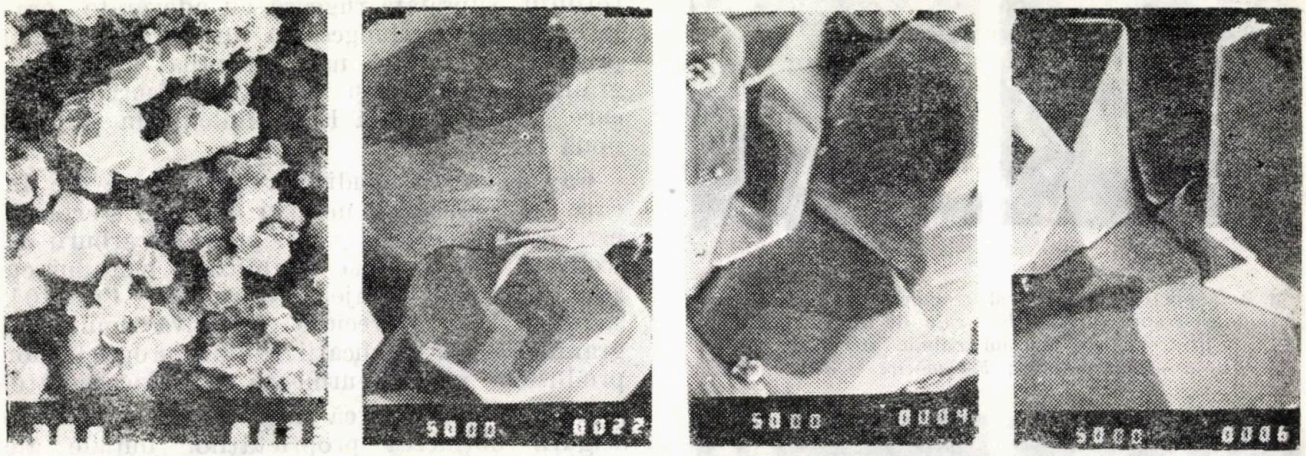
Tipul pulberii	Compoziția chimică, %							Dimensiunea maximă a particulei, mm	Densitatea aparentă, g/cm³
	Impurități, % max.								
	Fe_3O_2	Mn	As	P	S	Reziduuri la distilarea HCl	Reziduuri în NaOH		
L.P.C.N.*	0,007	0,036	0,0016	0,0006	urme	0,01	0,20	0,0030	1,66
PW—STAS 9710—74	0,1	0,12	0,012		—	—	—	0,0050	1,5—2,8
Import A	0,007	0,015	0	0,0005	urme	0,01	0,10	0,0005	0,40
Import B	0,04	0,10	0,015	0,025	0,015	0,10	0,50	—	1,0

* Pulbere elaborată din deșeuri

Tabelul 2

Date privind puritatea pulberilor de cobalt elaborate din plăcuțe dure aşchietoare şi filiere scoase din uz

Temperatura de reducere, °C	Elemente puse în evidență prin analiza spectrală, %															
	Co	Si	Mn	Cr	Fe	Mg	Pb	Zn	Na	Al	Ni	Ti	V	Ca	Mo	Cu
Oxid de Co	+80	0,1	0,1	0,01	0,1	0,01	0,1	0,01	−10	0,01	0,01	0,1	0,1	—	0,5	0,1
700	+90	0,1	0,1	0,01	0,1	0,01	0,1	—	−10	0,10	0,01	0,1	0,1	—	0,3	0,1
750	+90	0,1	0,1	0,01	0,1	0,01	—	—	−5	0,01	0,01	0,1	0,1	—	0,1	0,1
800	+95	0,1	0,1	0,01	0,1	0,01	—	—	−1	0,01	0,01	0,1	0,1	—	0,01	0,1
850	+95	0,1	0,1	0,01	0,1	0,01	—	—	0,5	0,01	0,01	0,1	0,01	—	0,01	0,1
900	+95	0,1	0,1	0,01	0,1	0,01	—	—	0,1	0,01	0,01	0,1	0,01	—	0,01	0,1



a *b* *c* *d*

Fig. 4. Aspectul morfologic al granulelor pulberii de wolfram recuperate din plăcuțe dure aşchietoare şi filiere scoase din uz, la diferite măriri, comparativ cu două tipuri de pulbere nouă de wolfram
a — pulberi recuperate; mărire ×300; b — pulberi recuperate; mărire ×5 000; c — pulbere nouă; mărire ×5000; d — pulbere nouă Eurotungsten; mărire ×5 000

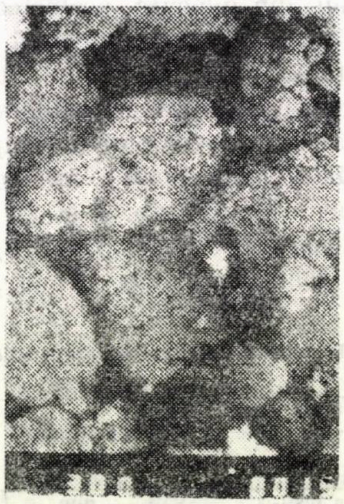


Fig. 5. Aspectul morfologic al granulelor pulberii de cobalt recuperate din plăcuțe dure aşchietoare şi filiere scoase din uz

1982, ele au fost omologate şi aplicate industrial la fabricarea contactelor electrice de putere W—Cu destinate locomotivelor electrice, la fabricarea sculelor cu diamante pentru foraj, la elaborarea superaliajelor pentru fabricarea dornurilor —pipă destinate maşinilor de fabricare a coturilor din oţeluri inoxidabile şi la elaborarea emailurilor destinate fabricării recipienţilor şi tuburilor emailate, rezistente la coroziune chimică ş.a. La atingerea capacităţii proiectate a staţiei se creează disponibilităţi pentru reducerea importurilor şi se fac economii în devize liber convertibile. Din punct de vedere tehnic, există toate condiţiile pentru dezvoltarea secţiei pînă la capacitatea de prelucrare a întregii cantităţi de deşeuri disponibile în ţară.

În ceea ce priveşte recuperarea cuprului, tehnologia a fost experimentată cu bune rezultate, urmînd a fi aplicată. Pulberile de cupru obţinute s-au dovedit competitive cu pulberile similare produse pe plan mondial sau în ţară [11] (tab. 3).

În aceleaşi staţii se aplică tehnologiile de recuperare a wolframului, cuprului, nichelului şi staniului din scule diamantate de foraj scoase din uz şi deşeuri de la fabricarea lor.

O altă direcţie de cercetare cu rezultate notabile, în asimilarea fabricării unor materiale

Tabelul 3

Date comparative privind puritatea și proprietățile tehnologice ale pulberilor de cupru elaborate din materiale refolosibile complexe

Tipul pulberii	Compoziția granulometrică					Densitatea aparentă, g/cm³	Fluiditatea, s/50 g
	Cu, %	+200	−200 +90	−90+63	−63		
I.P.C.N.*	99,815	2	64	20	14	2,39	27
Sort II—STAS 10283-81	99,500	max. 2,5	70±10	20±15	20±10	2,2—2,5	25—35
MS—1	99,787	—	65,4	14,7	19,9	2,36	28
Standard (normă Metalram)	99,700	—	66,1	22,8	11,1	2,41	25

* *Pulbere elaborată din deșeuri*

metalice deficitare a fost cea a elaborării unor materiale compuse pentru matricele sculelor de foraj cu diamante. Pentru a corespunde solicitărilor la care sînt supuse sculele în procesul de foraj, acestea trebuie să conțină, pe lîngă granulele de diamant cu rol abraziv, particule de mare duritate și rezistență la uzare, uniform dispersate și înglobate organic într-o masă metalică de bază, cu bune proprietăți de rezistență mecanică. Din punct de vedere tehnologic, elaborarea unor asemenea materiale este realizabilă prin procedeul sinterizării prin infiltrare a amestecurilor de pulberi liber vărsate. În acest caz, amestecul de pulberi conține atît elementele de mare duritate, cît și elemente care împreună cu infiltrantul formează un aliaj avînd celelalte proprietăți impuse. Pentru a constitui concomitent un liant al granulelor dure, este necesar ca anumite elemente din infiltrant să formeze soluție solidă cu acestea.

Pornind de la considerentele enunțate, s-au stabilit compozițiile optime atît pentru amestecul cu pulberi, cît și pentru aliajul infiltrant, în mai multe variante, corespunzătoare diferitelor durități dinamice cerute în exploatarea

Tabelul 4

Rezistența la uzare abrazivă pentru cîteva tipuri de materiale complexe CW—W—Ni—Cu—Sn—Mn—Fe—Mo destinate fabricării sculelor de foraj cu diamante

Simbolul materialului	Conținutul de WC, %	Duritatea *HRC*	Rezistența, la uzare abrazivă, *RUA*, daJ/mm³
1	0	18—22	51
2 Liant I	13	31—34	240
3	35	29—44	415
4	43,4	43—45	453
5	57,2	36—39	556
6 Liant II	70,6	48—50	730
7	56	40—45	657
8 Liant III	60,3	45—49	672
9	69	48—52	800

acestor categorii de scule. S-au obținut astfel materiale compuse conținînd granule de CW uniform dispersate și legate prin difuzie într-un aliaj complex de W—Ni—Cu—Sn—Mn—Fe—Mo, ale căror proprietăți de umectabilitate a granulelor de diamant, rezistență mecanică și la uzare abrazivă s-au dovedit corespunzătoare pentru matricele sculelor de foraj cu diamante [12], [13] (tab. 4). Ca urmare, ele au fost asimilate în fabricație încă din anul 1979. Totodată, au fost stabilite atît tehnologiile de preparare a amestecurilor de pulberi de CW—W—Ni—(Fe—Cu), cît și cele de elaborare a aliajelor folosite drept infiltranți, aliaje Cu—Sn—Ni—Mn—Mo, și de granulare a lor în vederea utilizării la operația de infiltrare [14].

La Institutul politehnic Cluj-Napoca au fost elaborate primele cantități de infiltranți, realizîndu-se concomitent și instruirea personalului de la întreprinderea beneficiară, care între timp și-a amenajat cu asistența tehnică a colectivului amintit o secție care, din anul 1979, a preluat integral elaborarea aliajelor de infiltrare. Prin aceasta, ca și prin aplicarea tehnologiilor de preparare a amestecurilor de pulberi, economiile valutare realizate sînt considerabile.

Odată cu asimilarea fabricării în țară a diamantelor sintetice, s-a pus cu tot mai multă acuitate problema utilizării lor în fabricația sculelor de foraj, pentru înlocuirea parțială sau totală a diamantelor naturale. Asigurarea stabilității chimice a acestora a ridicat o problemă nouă de cercetare: elaborarea unor aliaje cu temperaturi de infiltrare de 950—1 050°C, față de cele de 1 150—1 250°C ale vechilor infiltranți. Experimentările efectuate au dus la elaborarea unor aliaje din sistemul Cu—Zn—Si—Mn [15] care, răspunzînd acestor deziderate, prezintă bune proprietăți de infiltrare, asigurînd totodată obținerea unor proprietăți de umectabilitate, rezistență la uzare și tenacitate corespunzătoare matricelor la realizarea cărora se utilizează. Actualmente, sculele de foraj cu diamante fabricate folosind acești infiltranți

se află în probe de exploatare, datele preliminare privind comportarea lor fiind mai mult decît promițătoare, ceea ce creează premisele unor economii valutare considerabile.

Bibliografie

[1] * * * *Programul directivă de cercetare științifică, dezvoltare tehnologică și de introducere a progresului tehnic în perioada 1981—1990 și direcțiile principale pînă în anul 2000.* București, Editura politică, 1979, p. 48.

[2] Orban, R. L., Topan, D., Constantinescu, V. și Firănescu, M. *Cercetări privind elaborarea pulberilor de wolfram din trioxid provenit din deșeuri.* Comunicările primei sesiuni tehnico-științifice sătmărene, Satu Mare, 1979, vol. 1, p. 264—269.

[3] Orban, R. L., Topan, D., Constantinescu, V. *Studiul morfologiei și proprietăților pulberilor de cobalt obținute prin reducerea cu hidrogen a oxizilor elaborați din aliaje dure scoase din uz.* A II-a Conferință națională de metalurgia pulberilor. Cluj-Napoca, Comunicări științifice, vol. 2, 1983, p. 111—118.

[4] Constantinescu, V., Orban, R. L., Coman, S. și Barna, V. *Asupra proprietăților pulberilor de cupru elaborate din deșeuri.* Conferința națională de metalurgia pulberilor, Cluj-Napoca, Comunicări științifice, vol. 1, 1975, p. 79—84.

[5] Constantinescu, V., Orban, R. L., Topan, D., Mehedințeanu, M. *Asupra elaborării și proprietăților de utilizare a unor pulberi metalice rezultate din valorificarea deșeurilor.* In : Metalurgia, R.S.R., nr. 7, 1983, p. 329—332.

[6] * * * Metal Powder Report, S.U.A., nr. 2, 1981.

[7] * * * Brevet R.S.R., nr. 76 295/1980.

[8] * * * Brevet R.S.R., nr. 76 306/1980.

[9] * * * Brevet R.S.R., nr. 76 307/1980

[10] Oprea, F., Constantin, I., Nicolae, P., Rohr, C. *Procedeu semicontinuu de valorificare complexă a materialelor refolosibile din carburi metalice sinterizate.* Cluj-Napoca, A II-a Conferință națională de metalurgia pulberilor, vol. II, 1983, p. 125—130.

[11] Orban, R. L., Topan, D., Surdeanu, T., Dediu, Simina *Cercetări privind comportarea pulberilor de cupru elaborate din deșeuri în fabricația de bronzuri sinterizate.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 12, 1978, p. 685—687.

[12] Constantinescu, V., Domșa, S., Coman, S., Firănescu, M., Orban, R. L., Topan, D. *Asupra proprietăților unor materiale sinterizate speciale rezistente la uzare.* A III-a Conferință națională de tehnologii neconvenționale, Sibiu, vol. 1, 1982, p. 7—13.

[13] Constantinescu, V., Domșa, S., Orban, R. L., Firănescu, M., Coman, S., Topan, D. *Unele aspecte ale comportării la uzare a matricelor sculelor de foraj cu diamante.* În : Tribotehnica '84, R.S.R., nr. 8, 1984, p. 351—354.

[14] Firănescu, M., Constantinescu, V., Orban, R. L., Coman, S., Domșa, S., Topan, D. *Asupra unor aliaje de infiltrare utilizate la elaborare de materiale rezistente la uzare.* Simpozionul de studiul metalelor și tratamente termice, Timișoara, vol. II, 1981, p. 397—403.

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 14/15, 1986

Exigențe impuse industriei siderurgice a R.F.G., p. 761 — Măsuri tehnologice privind mărirea capacității de aglomerare a uzinei Schwelgern a firmei Thyssen Stahl AG, p. 763 — Posibilități de reducere a cantității de gaze arse la aglomerarea minereului de fier, p. 768 — Măsurări de exploatare a instalațiilor de aglomerare, în scopul îmbunătățirii conducerii procesului, p. 775 — Cea de-a opta sesiune de specialitate asupra nichelului, a Evamet-SLN, p. 782 — Instalația de turnare continuă de mare capacitate a firmei Krupp Stahl AG, destinată turnării blumurilor și lingourilor aplatizate, p. 783 — Metode pentru reducerea consumului de materiale și energie la laminarea inelelor, p. 789 — Noi exigențe impuse întreținerii instalațiilor electrice, p. 797 — Oțeluri de construcție de calitate, din semifabricate turnate continuu, destinate extruziunii la rece, p. 803 — Uzina de oțel de calitatea Höverstahl—Gebr. Höver GmbH+Co Kaiserau, p. 809 — Nou din trecut : Situația industriei metalurgice a anumitor țări. Industria fierului în Italia, p. 88.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 6, 1986

Structura și curgerea materialelor refractare magnezitice, p. 4 — Studiul rezistenței betoanelor corindonice, p. 9 — Suspensiile cu concentrație mare de sticlă netransparentă, de cuarț și materiale pe baza acestora, p. 14 — Caracteristicile de rezistență termică, deformare și oboseală termică ale produselor silica înainte și după funcționarea în zonele de temperaturi înalte ale încălzitoarelor de aer, p. 19 — Cercetarea cuarțitelor din sectorul de vest al zăcămintelor din Ovruci, p. 22 — Îmbunătățirea calității periclazului electrotehnic pe calea prelucrării lui antihidratante, p. 25 — Produsele mulito-corindonice cu liant fosfatic, p. 27 — Produse corindonice de greutate mică cu proprietăți prescrise, p. 32 — Procedeu de formare a produselor ceramice, p. 33 — Unificarea reprezentărilor la executarea automatizată a lucrărilor grafice de proiect, p. 36 — Studierea regimului de temperatură al torcretării cu flacără a convertizoarelor de 160 și 300 t, p. 38 — Metoda de calcul a torcretării cu flacără, p. 46 — Rezistența la atacul metalic a materialelor refractare cu acoperiri de plasmă, p. 50 — Problema echilibrului în sistemul căptușeală-zgură, p. 52 — Particularități ale atestării metodologiilor de control tehnologic, p. 55.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 6, 1986

Stabilitatea proprietăților încărcăturii de cărbuni. Posibilități de îmbunătățire a acesteia, p. 3 — Analiza resurselor producției de lianți pentru brichetarea parțială a încărcăturilor de cărbune și cîteva direcții de elaborare a tehnologiei de obținere a acestora, p. 9 — Cercetarea procesului de formare a monolitului de cocs, p. 13 — Influența capacității de aglutinare a încărcăturilor de cărbune asupra vitezei lor de cocsificare. Mecanismul acestui fenomen, p. 17 — Introducerea sistemului de comandă a deservirii tehnice și a reparațiilor mașinilor de cocs pe baza indicatorilor de fiabilitate, p. 20 — Studierea posibilității înlocuirii cocsului cu cărbune degresant la aglomerarea fosforitelor, p. 23 — Funcționarea secției de captare a produselor chimice ale cocsificării, p. 25 — Studii structurale ale gudroanelor provenite de la piroliza rapidă a huilei, p. 29 — Modificarea compoziției structurale a gudronului de huilă la dizolvare, p. 36 — Studierea influenței diferitelor materiale de umplere asupra proprietăților emailurilor izolatoare, p. 37 — Micșorarea consumurilor de energie la exploatarea compresoarelor 1200 — 27 — 2, p. 39 — Încercarea cicloanelor SDK—TN—33 pentru captarea prafului de cocs, p. 40 — Sistemul de reglare automată a repartizării concentratului mărunt pe centrifuge, p. 41 — Perspectivele utilizării deșeurilor provenite de la îmbogățirea cărbunelui la întreprinderile cocsochimice, p. 43 — Organizarea lucrărilor de stingere a incendiilor prin utilizarea planurilor de lichidare a avariilor la obiectivele cocsochimice, p. 44 — Dezvoltarea tehnologiei de purificare prin cristalizare (conform materialelor celui de-al IX-lea Simpozion Internațional privind utilizarea industrială a proceselor de cristalizare), p. 54.

Folosirea unor procedee moderne la fabricarea și recondiționarea de piese sinterizate de înaltă performanță din carburi metalice WC—Co

Dr. ing. P. Georgeoni, ing. N. Gheorghiu, ing. E. Gănescu și ing. N. Arnici
Fabrica de diamante sintetice — București

CZ : 661.665 : 621.762.4

Dintre carburile metalice sinterizate cu liant metalic, materialele bazate pe sistemul WC—Co reprezintă cea mai reușită combinație de proprietăți și, pentru multe aplicații, încă singura soluție. Liantul cobalt conferă proprietăți deosebite de udabilitate și de adeziune, iar carbura de wolfram, deși nu are cea mai mare duritate dintre carburi, rămîne practic stabilă în ceea ce privește proprietățile la temperaturi ridicate și are un modul de elasticitate și o conductibilitate termică și electrică foarte mari [1]—[4].

La anumite aplicații ale industriei producătoare de materiale superabrazive (scule pentru echiparea aparatelor de înaltă presiune destinate sintezei diamantului, azoturii cubice de bor sau sinterizării policristalelor de diamant, de azotură cubică de bor sau a diferitelor compozite), ale industriei nucleare (scule pe linia de fabricație prin sinterizare a combustibilului nuclear), ale industriei metalurgice și ale construcțiilor de mașini (role de laminare, matrițe de extrudare etc.), este necesară realizarea unor piese de forme variate și dimensiuni mari care vor lucra la limita superioară de rezistență a materialului.

Fabricarea acestor categorii de piese impune variante tehnologice speciale, dublate de un control riguros al caracteristicilor materiei prime și al parametrilor tehnologici.

În figura 1 sînt prezentate o serie de piese din WC—Co realizate prin diferite variante moderne de presare și sinterizare, care vor face obiectul acestei lucrări.

Spre exemplificare, se menționează că sculele din carbură de wolfram cu cobalt destinate aparatului de înaltă presiune pentru sinteza superabrazivilor sînt solicitate la presiuni de 50—65 kbari și la temperaturi de pînă la 500°C. Ele lucrează în regim ciclic în întreg domeniul de solicitări la compresie și, parțial, la întindere, iar în stare de repaus sînt pretensionate la limita superioară a rezistenței la compresiune cu ajutorul unor inele din oțel special.

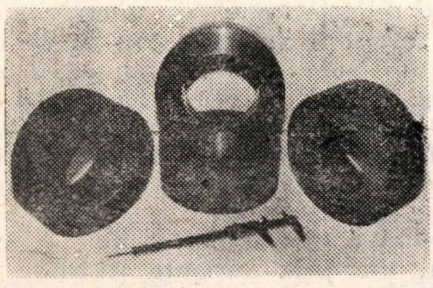


Fig. 1. Piese sinterizate din WC—Co

Proprietățile piesei sinterizate

Proprietățile WC—Co sînt bine studiate și se cunoaște influența conținutului de cobalt sau a dimensiunii grăuntelui asupra lor. Rezistența la compresiune atinge o valoare maximă pentru circa 5% Co, iar rezistența transversală la rupere pentru 20—25% Co (fig. 2). Duritatea și rezistența la compresiune au valori ridicate pentru dimensiuni mici ale grăuntelui (fig. 3).

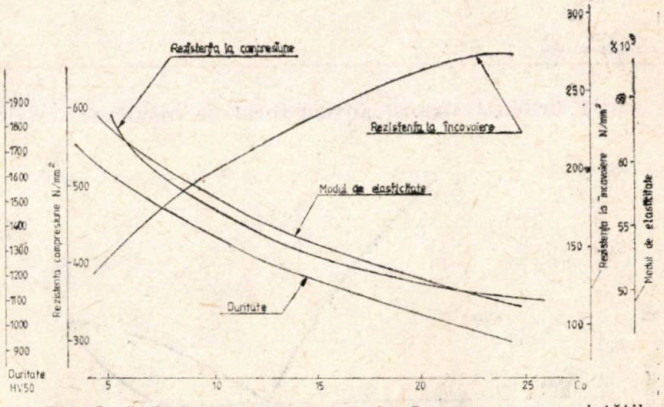


Fig. 2. Influența conținutului de Co asupra proprietăților mecanice

Valorile acestor proprietăți s-au obținut prin încercări mecanice pe epruvete standardizate de un volum dat (V_1), astfel că transpunerea acestor valori la piesele studiate de volume (V_2) mai mari se poate face numai ținînd seamă de criteriul probabilistic Weibull (fig. 4). Riscul de fracturare va fi mai ridicat pentru volume mari și de aici rezultă importanța deosebită a eliminării defectelor reziduale din piesa sinterizată, ca mijloc de a menține rezistența mecanică σ_2 la un nivel cît mai apropiat de cel al epruvetei σ_1.

Un alt aspect care trebuie avut în vedere este acela că orice abatere în structura materialului de la stoichiometria WC va duce la diminuarea rezistenței mecanice. Diagrama pseudo-

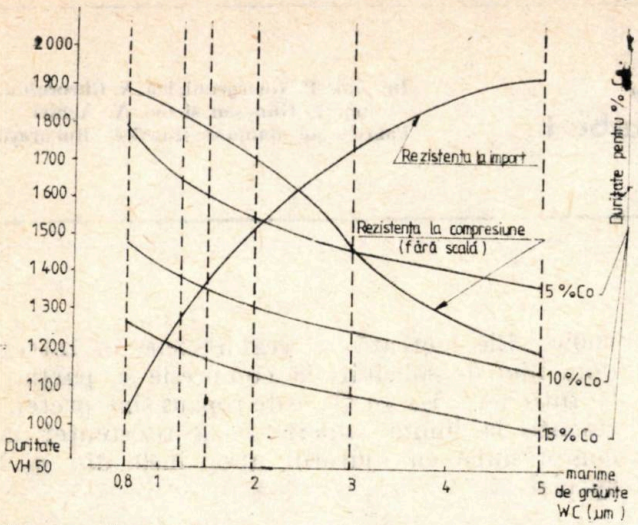


Fig. 3. Influența dimensiunii de grăunte WC asupra proprietăților mecanice

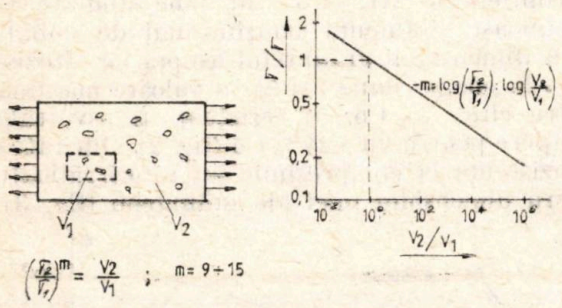


Fig. 4. Criteriul Weibull privind riscul de fracturare

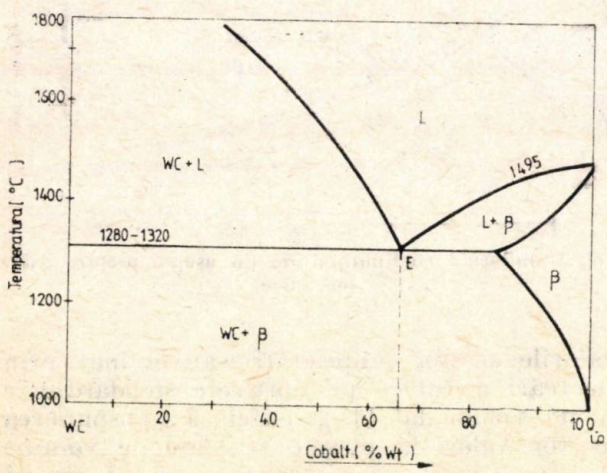


Fig. 5. Diagrama pseudobinară WC—Co

binară WC—Co (fig. 5) nu evidențiază decît prezența în fază solidă a WC și a soluției solide β de WC în cobalt. Analizînd însă diagrama ternară W—C—Co (fig. 6), se constată că orice abatere de la linia care unește Co cu WC va duce la apariția în structura materialului a fazelor fragile: carbon liber sau faze tip η (M_6C, $M_{12}C$), care vor influența negativ rezistența mecanică (fig. 7) [4]—[6].

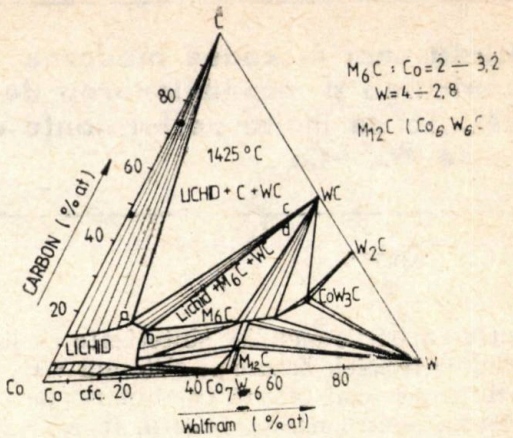


Fig. 6. Diagrama ternară W—C—Co (izotermă 1 425°C)

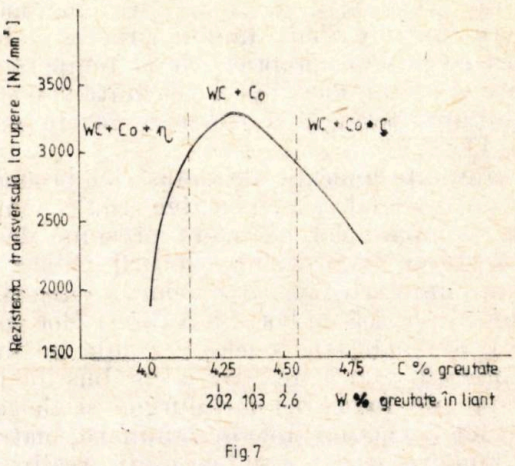


Fig. 7

Fig. 7. Rezistența transversală la rupere în funcție de conținutul de carbon

Rezultă că, pentru aceeași compoziție de material, riscul de fracturare a unei piese va fi cu atît mai ridicat cu cît aceasta va avea un volum mai mare și cu cît va prezenta în structură faze fragile datorate unui exces sau unui deficit de carbon.

Variante tehnologice utilizate

S-a avut în vedere obținerea unor piese sinterizate de dimensiuni mari, cu structură omogenă și defecte minime (porozitate reziduală limitată și fără faze de fragilizare).

Tehnologia de fabricație (materie primă, operații tehnologice și parametri de proces) trebuie astfel aleasă încît: să se obțină prin compactare piese mari cu proprietăți omogene în întreg volumul, să se conducă astfel bilanțul de carbon de la o fază tehnologică la alta, încît în final să rezulte o structură fără deficit sau exces de carbon, să permită eliminarea avansată a porozității reziduale.

În figura 8 este prezentat fluxul tehnologic integrat, cu două variante distincte. Prima variantă este o linie tehnologică clasică la care,

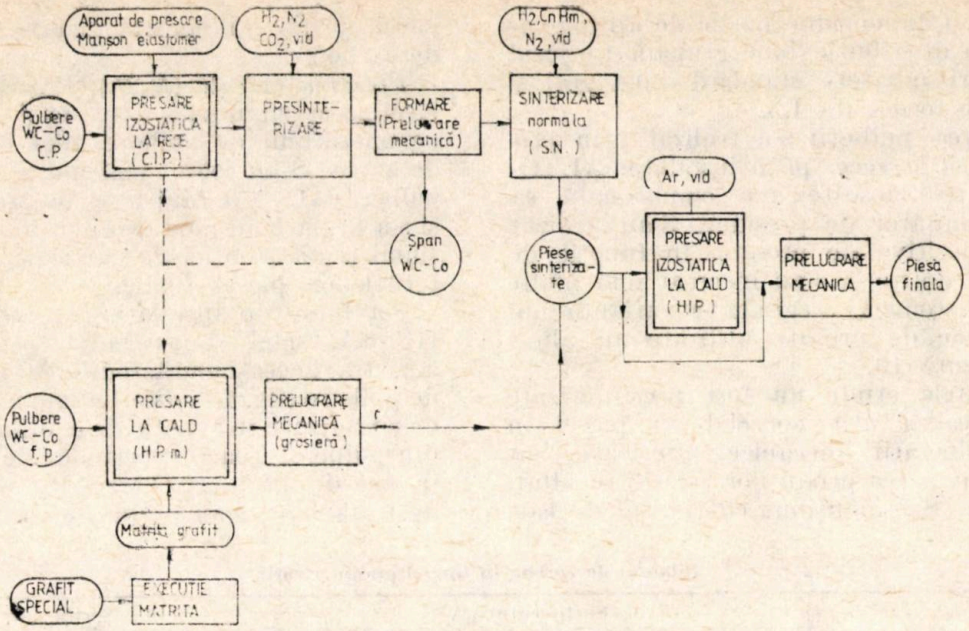


Fig. 8. Fluxul tehnologic integrat

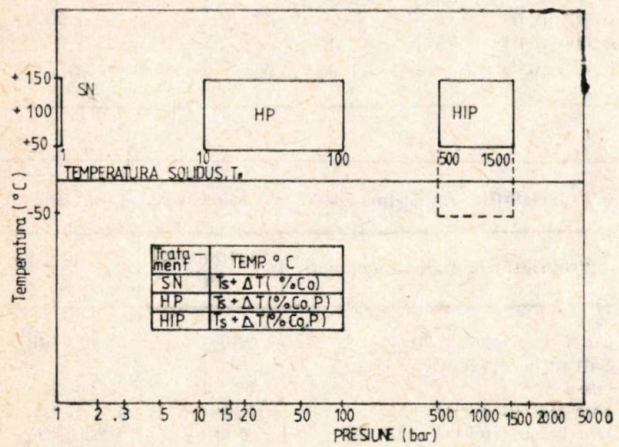


Fig. 9. Domeniile de lucru în funcţie de tratamentul termic

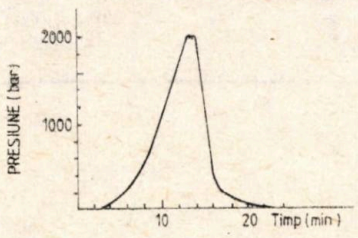


Fig. 10. Ciclul de presare izostatică la rece

pentru compactare, se foloseşte presarea izostatică la rece, urmată în final de sinterizare. A doua variantă utilizează o instalaţie de presare la cald care asigură realizarea simultană a compactării şi sinterizării. Pentru eliminarea avansată a porozităţii reziduale se poate folosi operaţia de presare izostatică la cald.

Domeniile de temperatură şi de presiune în care s-au efectuat operaţiile de tratament termic sînt grupate în figura 9 [7]—[15]. Se observă că limitele de temperatură sînt aceleaşi, între 50 şi 150°C peste linia solidus a diagramei pseudobinare WC—Co, în timp ce domeniul de presiune diferă: între 0 şi 1,1 bar pentru sinterizarea clasică (*S*), între 10 şi 100 bari pentru presarea la cald (*H.P.*) şi între 500 şi 1 500 bari pentru presarea izostatică la cald (*H.I.P.*).

Presarea izostatică la rece — sinterizarea. S-au utilizat două sortimente de pulbere, cu principalele caracteristici date în tabelul 1. Măsurătorile de distribuţie a particulelor primare realizate pe analizorul de imagine tip QUANTI-

Tabelul 1

Caracteristicile fizico-chimice ale sortimentelor de pulbere WC—Co cu parafină

Caracteristicile fizico-chimice	Sortimentul „A"	Sortimentul „B"
Carbon total, %	5,74±0,04	5,69±0,04
Carbon liber, %	0,22±0,04	0,18±0,04
Oxigen, %	0,5 ±0,1	max.0,3
Co %	5±0,25	9±0,25
Fe, %	max. 0,1	max. 0,1
Ti, %	<0,01	<0,01
Ta/Nb, %	<0,01	<0,01
Parafină, %	0,75±0,25	2±0,25
Diametrul Fisher, μm	0,75±0,25	1±0,05
Viteza de curgere, s/100 g	2±0,2	1,4±0,2
Densitatea aparentă (de umplere), g/cm³	min. 3,5	min. 3,4
Distribuţia granulometrică a pulberii liate cu parafină, %		
sub 250 μm, din care:	100	100
peste 63 μm	90	90

MET indică o dimensiune medie de aproximativ 1 μm, o distribuție bine grupată în jurul acestei valori (abatere standard — 0,4 μm) și un factor de formă de 1,3.

Compactarea pulberii s-a realizat prin presare izostatică la rece, pe o instalație AUTOCLAVE, care folosește apa emulsionată ca mediu transmițător de presiune. S-au utilizat diferite dispozitive de presare, în funcție de forma piesei dorite și s-au încercat mai multe tipuri de elastomeri, alegîndu-se varianta optimă. Ciclurile de presare utilizate au alura celui din figura 10.

Comprimatele crude au fost presinterizate pentru a realiza atît consolidarea piesei în vederea prelucrării mecanice ulterioare, cît și pentru eliminarea produșilor volatili rezultați din parafină. S-a menținut conținutul de carbon în limitele indicate în tabelul 2, utilizînd cicluri de tratament de tipul celui prezentat în figura 11. După prelucrarea mecanică, piesele au fost supuse operației tehnologice de sinterizare (fig. 12) unde s-au realizat contracții liniare de pînă la 20% și caracteristici fizico-mecanice bune, ale căror valori sînt grupate în tabelul 3.

Operațiile de presinterizare și sinterizare s-au efectuat într-un cuptor cu inducție tip DEGUSSA. Condițiile de tratament alese (natura atmosferei reducătoare, temperatură) au asigurat în piesa finală o structură fără faze fragile de tip η sau carbon liber. În condiții de control, s-a putut asigura o creștere a durității superficiale la unele piese printr-o decarburare dirijată, modificînd natura atmosferei cuptorului în partea a doua a ciclului de sinterizare.

Corelarea caracteristicilor pulberii cu cele ale produsului final trebuie asigurată în funcție de varianta tehnologică și de parametrii de lucru, printr-un control riguros al bilanțului de carbon.

Presarea la cald (*H.P.*). Procedeul constă în efectuarea simultană a presării și sinterizării aglomeratului de pulbere aflat într-o matriță de grafit. S-au folosit mai multe sortimente de pulbere WC—Co, fără liant de presare (tab. 4) și s-a urmărit în mod deosebit influența dimensiunii și distribuției de particule asupra caracteristicilor piesei finale.

S-a folosit o instalație industrială tip DEGUSSA. Ciclul temperatură — presiune — timp a păstrat aceeași alură, indiferent de sortimentul de pulbere (fig. 13), diferind numai temperatura de sinterizare în funcție de conținutul de cobalt din pulbere. Toate experimentele s-au efectuat în vid de 10^{-1}—10^{-2} torr. În condiții optime de tratament, s-au obținut structuri cu o bună

Bilanțul de carbon în timpul presinterizării *Tabelul 2*

Elementul	Sortimentul „A”		Sortimentul „B”	
	presat	presinterizat	presat	presinterizat
Carbon total, %	5,74±0,04	5,58±0,04	5,69±0,04	5,62±0,04
Carbon liber, %	0,22±0,04	0,09±0,04	0,18±0,04	0,11±0,04
Oxigen, %	0,5±0,1	0,2 ±0,05	max. 0,3	max. 0,2

Tabelul 3

Proprietățile fizico-mecanice ale produselor sinterizate

Proprietățile fizico-mecanice	Sortimentul „A”	Sortimentul „B”
Forță coercitivă, Öe	230±33	120±20
Saturația magnetică, Gaus·cm^3g^{-1}	63±10	162±12
Densitatea, g/cm³	15,08±0,08	14,65±0,08
Duritatea Vickers, HV 30	1 600±75	1 320±50
Rezistența la rupere, N/mm²	1 600±50	2 300±50
Rezistența la compresiune, N/mm²	6 000±100	4 300±100
Modulul de elasticitate, N/mm²	650 000	630 000
Porozitatea	A04<B02<<CO2	A02<B02<<CO2

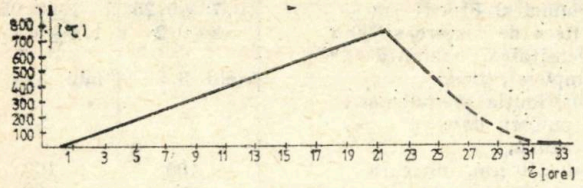


Fig. 11. Diagrama de presinterizare

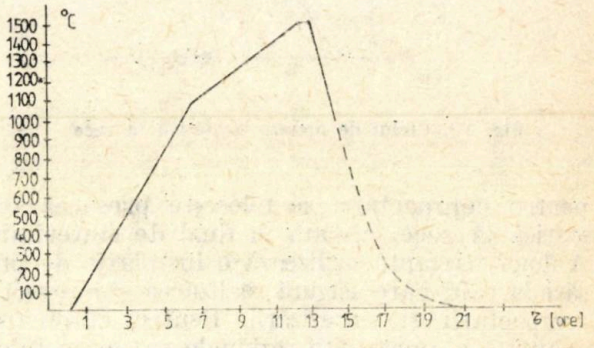


Fig. 12. Diagrama de sinterizare

Tabelul 4

Sortimentele de pulbere (*H.P.*)

Sortimentul	Co, %	C_l, %	C_T, %	Fe, %	O_2, %	Parafină, %	WC, %
D 9515	5,1	0,12	5,75	0,06	0,33	—	rest
YG 8	7,42	0,07	5,28	0,05	0,2	—	rest
M 9	9,1	0,2	5,70	0,08	0,26	—	rest
G 20	11,73	0,05	5,27	0,07	0,28	—	rest
YG 15	14,37	0,05	5,25	0,047	0,21	—	rest

distribuție a cobaltului în jurul grăunților, fără faze de fragilizare și cu o porozitate încadrabilă în clasa A02 (fig. 14).

Procedeul a permis, de asemenea, efectuarea unor recondiționări de piese uzate prin „completarea" piesei cu pulbere, întregul sistem închis în matriță fiind supus unui ciclu de presare la cald. Structura piesei recondiționate prezintă trei zone distincte, cu grăunți mici în zona nouă și grăunți foarte mari în zona de trecere (fig. 15). Prin micșorarea diferenței de neomogenitate a grăunților s-a reușit prelungirea duratei de utilizare a acestor piese cu încă 50%.

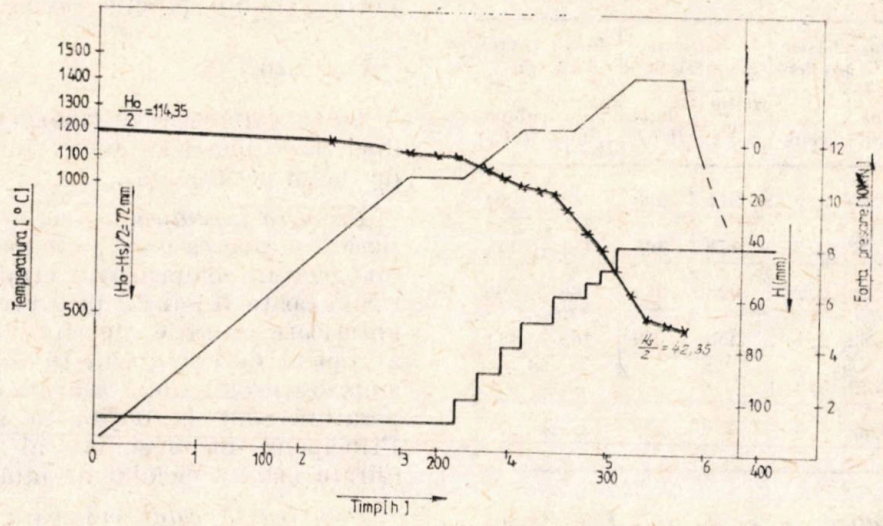


Fig. 13. Ciclul de presare la cald

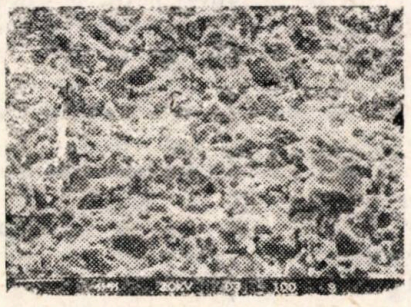


Fig. 14. Structura după presare la cald (×3 000)

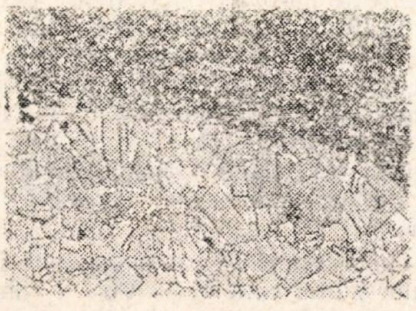


Fig. 15. Structura într-o piesă recondiționată (*H.P.*)

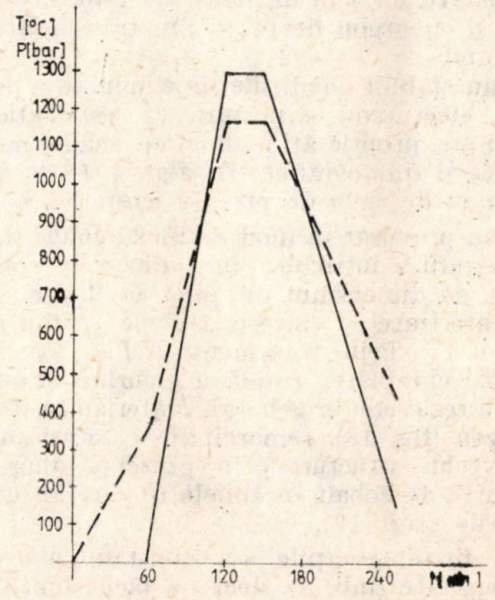


Fig. 16. Ciclul de presare izostatică la cald

Fig. 17. Defectele provocate intenţionat în piesa sinterizată (×200)

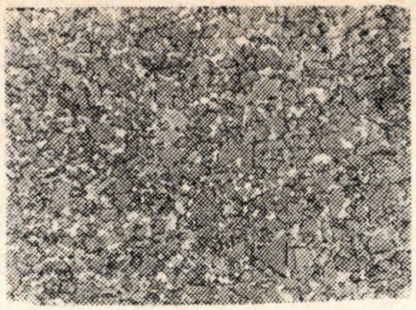


Fig. 18. Structura după presarea izostatică la cald (×3 000)

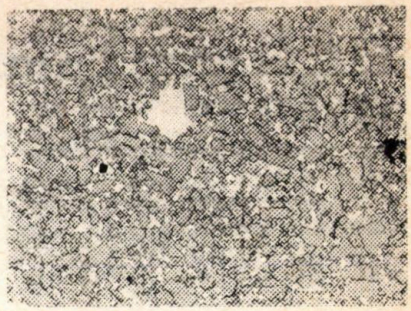


Fig. 19. Lacul de cobalt în structura *H.I.P.* (×3 000)

Tabelul 5

Unele rezultate experimentale (H.I.P.)

Proba nr.	Densitatea, g/cm³		Ciştig în densitate, % greut.	Saturaţi magnetică $4\pi\sigma$		Forţa coercitivă, Öe	
	înainte de *H.I.P.*	după *H.I.P.*		înainte de *H.I.P.*	după *H.I.P.*	înainte de *H.I.P.*	după *H.I.P.*
1	13,51	13,90	2,9	311	298	84	91
2	14,17	14,57	2,8	178	166	111	115
3	13,86	13,88	0,2	323	289	66	69
4	13,63	13,92	2,1	250	239	105	111
5	14,68	14,72	0,3	—	—	—	—
6	14,65	14,68	0,2	—	—	—	—

Presarea izostatică la cald (*H.I.P.*). Tratamentul s-a aplicat suplimentar pieselor sinterizate obţinute prin variantele tehnologice menţionate mai sus, urmărindu-se eliminarea porozităţii reziduale.

Instalaţia folosită a fost tip AUTOCLAVE cu parametrii maximi de lucru de 1 400°C şi 1 100 bari şi cu argon drept mediu transmiţător de presiune.

S-au stabilit condiţiile de eliminare a porozităţii, efectuîndu-se măsurători sistematice de densitate, proprietăţi magnetice, analize metalografice şi fractografice. În figura 16 se dă un exemplu de ciclu de presare izostatică la cald.

S-au provocat în mod artificial goluri (bucăţi de parafină introduse în pulbere la compactare), de dimensiuni de pînă la 2 mm. După presinterizare şi sinterizare, ele arătau ca în figura 17. Prin tratament *H.I.P.* s-a reuşit practic eliminarea totală a golurilor şi a porozităţii reziduale în general. Materialul a devenit omogen (fig. 18), remarcîndu-se totuşi „urme" ale vechii structuri prin prezenţa unor mici „lacuri" de cobalt în zonele în care au existat golurile (fig. 19).

În toate situaţiile s-a constatat un ciştig în densitate (tab. 5), deci s-a făcut simţit procesul de eliminare a porozităţii. Restul caracteristicilor structurale (mărime şi distribuţie de grăunţi, alte categorii de defecte în afara porilor) rămîn practic neschimbate.

Concluzii

Toate variantele tehnologice prezentate pot duce la obţinerea de piese sinterizate WC—Co, de înaltă performanţă.

Presarea izostatică la rece — sinterizare favorizează obţinerea unor piese mari, cu proprietăţi omogene în comprimatul crud. Piesa presinterizată poate fi adusă, prin prelucrări mecanice, anterioare operaţiei de sinterizare, la o formă apropiată de cea dorită în final. Condiţiile de sinterizare bine alese (natura atmosferei, temperatură) duc la obţinerea structurii dorite. Principalul inconvenient al tehnologiei este durata mare a ciclului de fabricaţie.

Presarea la cald realizează piese de forme relativ simple. Aducerea la forma finală necesită îndepărtarea, prin prelucrări mecanice costisitoare, din piesa sinterizată, a unei cantităţi mari de material. De asemenea, matriţa de grafit este scumpă şi în general trebuie înlocuită după fiecare ciclu de tratament termic. În timpul procesului se elimină prin neetanşeităţi o parte din cobalt, dificil de controlat.

Se pot obţine structuri bune ale materialului, cu porozitate reziduală scăzută, în condiţiile în care ciclul de sinterizare prin presare la cald este relativ mic. Procedeul permite de asemenea recondiţionarea de piese uzate.

Presarea izostatică la cald, aplicată pieselor sinterizate din WC—Co, permite eliminarea în continuare a porozităţii reziduale către valori de 10^{-3}—10^{-4} % în volum, favorizînd creşterea performanţei piesei în exploatare.

Prin diminuarea porozităţii reziduale, rezistenţa mecanică a pieselor va creşte nu numai ca valoare medie pe lot, ci mai ales prin ridicarea celor mai slabe valori individuale (din cauza porilor celor mai grosieri care se elimină).

Tratamentul *H.I.P.* se recomandă în special carburilor sinterizate WC—Co cu conţinut de cobalt mai mic, deoarece acestea au un caracter

fragil pronunţat şi porii reprezintă amorse de fisuri mai importante.

Se recomandă, de asemenea, utilizarea acestui tratament la piesele sinterizate la care sînt necesare suprafeţe bine finisate şi fără defecte (filiere, matriţe de extrudare sau de compactare de pulberi). Dezvelirea unor pori în timpul prelucrării mecanice a piesei sinterizate ar duce, dacă nu la rebutarea directă a piesei, cel puţin la micşorarea duratei de viaţă în exploatare.

Indiferent de varianta tehnologică folosită, obţinerea unor piese cu performanţe ridicate este posibilă printr-o menţinere riguroasă a parametrilor de lucru pe fiecare operaţie tehnologică şi prin corelarea lor cu caracteristicile pulberii.

Masa de pulbere, indiferent dacă este cu sau fără adaos de presare(parafină), trebuie să fie omogenă : amestecul de particule WC şi Co să fie intim şi acelaşi în întregul volum, să nu existe incluziuni de orice natură. Ciclul de fabricaţie trebuie condus într-un regim sever, cu risc minim de impurificare a materialului.

Bibliografie

[1] Sarin, V. K. Advances in Powder Tehnology. New-York, American Soc. for Metals, 1981, p. 253—288, 289—308.

[2] Doi H., Ueda, F., Fujiwara I. *Influence of carbide grain size on elevated temperature tensile creep of WC — 10% Co alloy.* În : P/M—82 in Europe International Powder Metallurgy Conference, Florence — Italy, 1982, p. 139—144.

[3] Exner, H. E., Gurland, J. *A review of parameters influencing some mechanical properties of tungsten carbide—cobalt alloys.* În : Powder Metallurgy, Anglia, vol. 13, 1970, p. 13—31.

[4] Crossland B., Ludlow, C. G., Birks A. W. *The effect of pressure and temperature on the compressive strength of tungsten carbides.* În : Proceedings of the 10-th Plansee Seminar 1981, Reutte—Austria, 1981, vol. 2, p. 921—932.

[5] Fischmeister, H. *Isostatic hot compaction — a review.* În : Powder Metallurgy International, Anglia, 10(3), 1978, p. 118—123.

[6] Sarin, V. K. *Morphology of etaphase in cemented WC—Co alloys.* Modern Developments in Powder Metallurgy. New-York, ed. H. Hausner, vol. 10, 1977, p. 533—565.

[7] Kubota, H., Hara A. Carburization of WC—Co carbides from a graphite die during hot pressing. În : Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy, Japonia, vol. 18, 1971, p. 89—94.

[8] Lueth, R. C. Mouldless hot pressing of cemented carbides. În : International Journal of Refractory and Hard Metals, S.U.A., 4, (2), 1985, p. 87—91.

[9] Tsuchuya, N. J. H.I.P. treatment of cemented carbides and other tool materials. În : International Journal of Refractory and Hard Metals, S.U.A. 4(2), 1985, p. 82—87.

[10] Suzuki, H., Hayashi, K., Miyake, K. On the strengthening behaviour on hot isostatically pressed WC—Co alloy. În : Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy, Japonia, vol. 21, 1974, p. 222—226.

[11] Amberg, S., Nylander, E. A., Uhrenius B. The influence of hot isostatic pressing on the porosity cemented carbide. În : Powder Metallurgy International, S.U.A., 4(4), 1974, p. 178—180.

[12] Göransson, M. Isostatic pressing of hard metals. În : Procedings of the 10-th Plansee Seminar 1981, Ruette—Austria, 1981, vol. 1, p. 647—656.

[13] Lardner, E.. Isostatic hot pressing of cemented carbide. În : Powder Metallurgy, Anglia 1975, 18(35), p. 47—51.

[14] Atwood, D. G. Hot isostatic pressing of hard metals and high resistant material. În : Proceedings of the 10-th Plansee Seminar Austria, 1981, vol. 3, p. 113—125.

[15] Sands, R. L. Shakespeare C.R. Powder Metallurgy (Practice and Applications), Londra, William Clowes and Sons, 1975, p. 91—95.

Ing. D. Grigorescu, ing. C. Corici, ing. I. Andreica, ing. M. Ardelean, ing. Codruța Schulder, ing. Constanța Dumitrescu, ing. Aneta Albu, ing. P. Dincă și ing. Fl. Aurelian
Întreprinderea metalurgică — Neferal

Sortimente noi de carburi dure cu proprietăți superioare, utilizate în industrie

CZ: 561.665 : 669.27

Dezvoltarea prioritară a ramurilor prelucrătoare de înaltă tehnicitate, asimilarea unor noi tipuri de mașini-unelte așchietoare sau a unor noi tipuri de utilaje pentru industria minieră cu grad înalt de fiabilitate, prevăzute în directivele Congresului al XIII-lea al Partidului Comunist Român, impun și creează condițiile creșterii rapide a productivității în domeniile amintite.

Această cerință imperativă a industriei poate fi asigurată prin realizarea unor materiale cu durabilitate sporită în exploatare, prin utilizarea carburilor de wolfram, materiale cu utilizări diverse în scopul menționat.

Marea majoritate a carburilor metalice sinterizate (cca 98%), cunoscute și sub numele de aliaje dure sinterizate, metale dure sau pur și simplu „carburi", sînt materiale pe bază de carburi de wolfram și cobalt.

Carburile metalice sinterizate pe bază de carbură de wolfram și cobalt întrunesc proprietăți fizico-chimice care le conferă largi întrebuințări în cele mai diverse domenii ale tehnicii contemporane (scule așchietoare, matrițe și filiere pentru deformarea la rece și la cald a metalelor, inserții pentru armarea sapelor din industria minieră și petrolieră, produse speciale puternic solicitate la uzură și compresiune, role și cilindri de laminare etc.).

Sinterizarea carburilor metalice, cum ar fi carbura de wolfram, în prezența unui liant metalic (cobalt) este un caz tipic de sinterizare cu fază lichidă care poate fi caracterizat ca un proces ireversibil de transfer de masă, în care micșorarea energiei libere este legată în primul rînd de micșorarea suprafeței.

Sinterizarea poate fi analizată ca un proces de densificare de la o densitate de aproximativ 7,8 g/cm³ în stare presată, după sinterizare comprimatele ajungînd la aproximativ 14 g/cm³.

Etapele premergătoare sinterizării includ adăugarea unui liant solid dizolvat într-un solvent volatil, îndepărtarea solventului, presare, îndepărtarea liantului și presinterizarea.

De obicei, pentru a îmbunătăți proprietățile de curgere ale pulberii, aceasta este granulată înainte de presare. Condițiile primordiale în alegerea liantului și solventului sînt puritatea și ușurința de îndepărtare completă a acestora pentru a nu impurifica carburile și pentru a nu provoca o porozitate mare.

Cel mai utilizat liant este parafina, iar ca solvent, tetraclorura de carbon, acetona sau alcoolul. În cazul pulberilor cu granulație sub 1 μm se utilizează camforul în eter de petrol.

În ultimii ani, a devenit din ce în ce mai popular sistemul de granulare prin atomizare, utilizîndu-se în acest scop un uscător în circuit închis de mare capacitate.

Indicatorii de calitate ai amestecurilor de carburi dure de wolfram studiate sînt prezentați în tabelul 1.

Amestecurile existente prezentate în tabelul 1 sînt obținute utilizînd lierea cu cauciuc. Amestecurile liate cu cauciuc se pretează numai la obținerea plăcuțelor brazabile și nu se pretează la obținerea plăcuțelor amovibile și cu geometrii complicate.

Indicatori de calitate ai produselor *Tabelul 1*

Mărcile de carburi metalice	Compoziția chimică, %			Proprietăți fizico-mecanice			Mărci informative ISO
	TiC	WC	Co	Densitatea, g/cm³	Duritatea min, *HRC*	Rezistența la încoire, kg/mm²	
YT 5—7	6	87	7	12,5—13,4	89	125	P 30
YT 15	15	79	6	11,0—11,7	90,5	115	P 10
YT 14	14	78	8	11,2—12,7	90	120	P 20
YT 30	30	66	4	9,35—9,7	92	90	P 01
YTG 6		94	6	14,6—15,0	82	135	K 20
YG 6 X		94	6	14,4—14,9	91	135	K 10
YG 8		92	8	14,4—14,8	88	145	K 30
YG 8 C		92	8	14,4—14,8	87	150	—
YG 15		85	15	13,9—14,2	86	190	G 30

Instalația de obținere a hidrogenului de mare puritate. Este cunoscut faptul că pulberea de wolfram metalic se obține prin reducerea trioxidului de wolfram în cuptoare încălzite electric în curent de hidrogen.

În urma studiilor privind reacția de reducere a trioxidului de wolfram la wolfram metalic, s-a ajuns la concluzia că aceasta are loc în patru etape, cu formarea unor oxizi intermediari ai wolframului :

$$WO_3 + H_2 \rightarrow WO_{2,90} + H_2O$$

$$WO_{2,90} + H_2 \rightarrow WO_{2,72} + H_2O$$

$$WO_{2,72} + H_2 \rightarrow WO_2 + H_2O$$

$$WO_2 + H_2 \rightarrow W + H_2O$$

Griffis a studiat echilibrul dintre vaporii de apă, hidrogen și cei patru oxizi intermediari ai wolframului, obținînd date exacte referitoare la căldura de formare și entropia acestor oxizi. Constanta de echilibru a reacției se exprimă prin raportul presiunilor parțiale ale gazelor

$$K_p = \frac{p_{H_2O}}{p_{H_2}}$$

Graficul din figura 1 prezintă concentrația vaporilor de apă în amestecul H_2/H_2O, în timpul reducerii WO_2 la W.

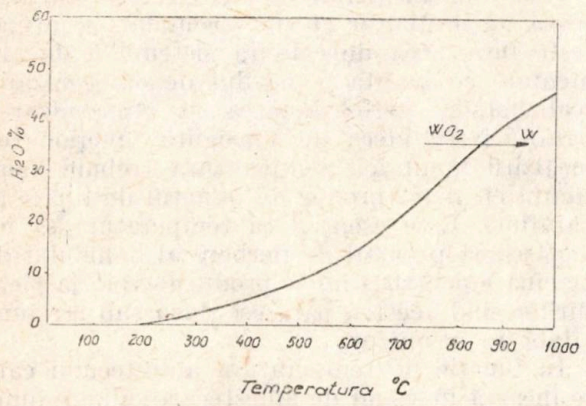


Fig. 1. Variația concentrației vaporilor de apă în amestecul H_2/H_2O în funcție de temperatură în timpul reducerii $WO_2 \rightarrow W$

Din grafic reiese influența negativă a vaporilor de apă din gazul de reducere (H_2) asupra reducerii WO_3, precum și necesitatea unui H_2 cît mai pur.

Prin modernizarea instalațiilor de purificare și regenerare a hidrogenului, se urmărește obținerea unui gaz cu puritate corespunzătoare (O_2—2 ppm și $t_r = -50°C$) în vederea îmbunătățirii calității produselor și a ridicării eficienței instalației de reducere a trioxidului de wolfram.

În instalația de regenerare a hidrogenului modernizată, gazul este supus uscării prin circulația succesivă în adsorberul cu silicagel și cu site moleculare. Adsorberul cu silicagel asigură un grad de uscare a gazului corespunzător temperaturii de rouă de —30°C, iar cel cu site moleculare un grad de uscare corespunzător unei temperaturi de rouă de —50°C.

Lierea cu parafină, uscarea și granularea amestecurilor de carburi dure de wolfram. Este cunoscut faptul că una din metodele de uscare modernă prin convecție a materialelor fluide este uscarea lor în stare fin dispersată în uscătoare prin pulverizare. Într-un astfel de proces, materialul umed în stare fluidă este pulverizat cu ajutorul unor instalații speciale într-o cameră, cu introducerea simultană în această cameră a agentului cald de uscare. Solventul se evaporă rapid în particule disperse de fluid, iar materialul uscat este obținut sub formă de granule.

Operația de uscare într-un aparat prin pulverizare se compune din trei stadii : pulverizarea materialului adus la uscător; contactul între materialul pulverizat și agentul de uscare precum și evaporarea solventului; separarea materialului uscat de agentul de uscare utilizat.

Evaporarea în camera unui uscător cu pulverizare este aproape instantanee. Temperatura agentului de uscare scade brusc, în schimb temperatura materialului supus uscării nu depășește temperatura medie finală a produsului.

În sistemele închise se folosește ca agent de uscare azotul. Gazul care părăsește camera de uscare trece prin sistemul de desprăfuire și apoi este dirijat la un scruber condensator unde vaporii de solvent condensează, iar gazul de uscare după încălzire este din nou returnat în circuit. Schema unui astfel de ciclu este reprezentată în figura 2.

După cum se observă, instalația este formată din mai multe sisteme care se influențează reciproc.

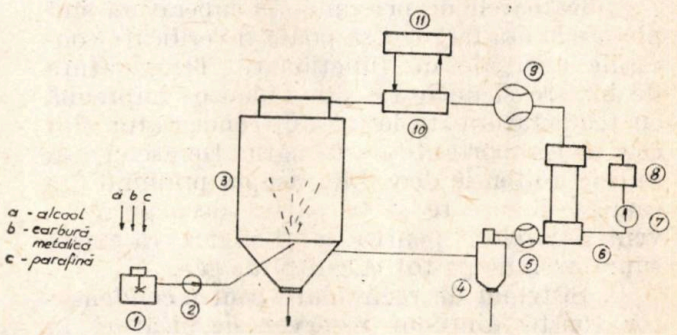


Fig. 2. Schema instalației de liere-granulare prin pulverizare :

1 — agitator pentru omogenizare; 2 — pompă: 3 — cameră de uscare; 4 — ciclon; 5 — ventilator: 6 — condensator solvent; 7 — pompă; 8 — răcitor; 9 — ventilator; 10 — încălzitor cu ulei; 11 — electroîncălzitor

În continuare, se descrie funcţionarea sistemelor închise care intră în componenţa instalaţiei de uscare-granulare prin atomizare.

A. Circuitul de gaz constă din încălzitor de gaz, distribuitor de gaz, cameră de uscare, ciclon, ventilator (de evacuare), condensator, ventilator suplimentar şi conducte de legătură.

Camera de uscare este asamblată pentru o amestecare optimă şi un contact intim între picăturile atomizate şi gazul de uscare. Atomizarea, evaporarea şi separarea granulelor de gazul umed evacuat au loc aici.

Gazul evacuat, purtător de microparticule, este condus printr-o conductă de evacuare într-un ciclon, unde are loc separarea microparticulelor. Din ciclon, gazul umed va trece printr-un ventilator unde presiunea statică ridică praful din gaz înainte de a intra în condensator.

Gazul va trece printr-o serpentină, iar vaporii lichidului antrenaţi din camera de uscare vor fi condensaţi. Condensul împreună cu microparticulele separate vor cădea în rezervorul din partea de jos a condensatorului. Randamentul condensatorului poate fi verificat prin măsurarea diferenţei de presiune şi temperatură.

Gazul care părăseşte partea superioară a serpentinei, mai puţin umed, va trece printr-un separator de picături şi, răcit, intră în ventilatorul suplimentar, unde presiunea gazului va creşte din nou. Din ventilatorul suplimentar va trece printr-un încălzitor şi va reintra în circuit pe la partea superioară a camerei de uscare.

Debitul de gaz şi presiunea sînt reglate cu ajutorul unor regulatoare montate în circuitul de gaz.

Comutatoarele de presiune, unul pentru presiune joasă şi altul pentru presiune ridicată, vor acţiona nişte ventile solenoide pentru alimentarea suplimentară cu azot cînd este nevoie şi eliminarea suprapresiunii din circuitul de gaz. Conţinutul de oxigen din gazul recirculat este controlat cu ajutorul unui analizor de oxigen.

Indicatoarele de presiune şi temperatură sînt plasate în aşa fel încît să poată fi verificate condiţiile esenţiale de funcţionare. Temperatura de intrare şi de ieşire din atomizor împreună cu temperatura de ieşire din condensator sînt cele mai importante de urmărit. De asemenea, se cere o atenţie deosebită asupra presiunii din camera de uscare şi la partea de aspirare a ventilatoarelor, pentru a fi siguri că există suprapresiune pe tot circuitul de gaz.

B. Sistemul de recirculare pentru condensator constă dintr-un rezervor de picături în partea inferioară a condensatorului, o pompă de recirculare, un schimbător de căldură şi conducte de legătură.

Lichidul de la omogenizare, ieşind din rezervor, va trece prin pompa care alimentează duza de presiune aflată în partea de jos a scruberului. Mai departe, pompa alimentează cu lichidul de la măcinare schimbătorul de căldură înainte ca aceasta să intre în serpentina condensatorului. Este esenţială o răcire suficientă în schimbătorul de căldură pentru obţinerea unui grad corect de condensare în condensator.

C. Un schimbător de căldură şi un rezervor pentru o răcire suplimentară sînt legate de axul de la sistemul de etanşare al circuitului. Dacă este nevoie de o răcire forţată, în sistem se pune în funcţiune o pompă de recirculare. Sistemele de răcire sînt conectate la sistemul de etanşare al axului în punctul de intrare al axelor în carcasa ventilatorului şi rezervoarele de alimentare sub presiune. Deoarece se folosesc sisteme duble de etanşare, iar lichidul de măcinare este folosit ca agent de răcire, este important să se menţină o temperatură de maximum 5°C sub punctul de fierbere al lichidului de măcinare. Presiunea în sistemele de răcire trebuie să fie mai înaltă decît cea din carcasa ventilatorului, respectiv din rezervorul sub presiune, în scopul asigurării că nu sînt scăpări de gaze din interior în sistemul de răcire, eliminînd astfel funcţionarea sistemului de răcire.

D. Schimbătorul de căldură din circuitul de gaz este conectat la un încălzitor cu ulei sau la un generator de abur. Se poate folosi şi un sistem de vase cu conducte şi manta.

Încălzitorul de ulei sau generatorul de abur trebuie să furnizeze o cantitate suficientă de căldură, pentru a asigura temperatura de intrare necesară în camera de uscare.

Cînd unui încălzitor cu ulei electric i se ataşează un încălzitor cu ulei secundar, se urmăreşte furnizarea de căldură sistemului de alimentare cu manta a vasului de omogenizare, realizîndu-se astfel topirea şi omogenizarea parafinei. În ideea de a asigura funcţionarea încălzirii mantalei, temperatura trebuie menţinută cît mai aproape de punctul de topire al parafinei. Este esenţial ca temperatura să nu depăşească punctul de fierbere al lichidului de măcinare pentru a nu se produce explozia picăturilor cînd acestea părăsesc duza sub presiune aflată în atomizor.

În funcţie de temperatura amestecului care se încarcă în vasul de amestecare sub presiune, sînt necesare aproximativ două ore pentru ca întreaga cantitate să ajungă la temperatura de lucru.

E. Circuitul de alimentare este format dintr-un rezervor deschis şi o pompă de alimentare cuplate cu un rezervor de alimentare sub presiune cu conducte de legătură pînă la duza de pulverizare, montată în partea conică a atomizorului.

Pentru o producţie controlată şi constantă este necesară o alimentare controlată şi constantă.

O influenţă mare are viscozitatea materialului care trece prin duză, avînd influenţe şi asupra granulaţiei materialului final. O produc-

ție reproductibilă necesită o menținere constantă a viscozității.

Rezistența mecanică a particulelor crește la un conținut ridicat de parafină și la un conținut ridicat de solid în suspensie. Dacă conținutul de solid este prea mare, vor apărea dificultăți la atomizare (depuneri pe corpul duzei, înfundarea duzei). În acest caz se va dilua amestecul cu cîteva procente, pentru a asigura o funcționare bună și un randament mare. Dacă apar depuneri pe una din părțile interioare ale camerei de uscare se impune schimbarea presiunii. O presiune crescută de atomizare va împinge picăturile cu mai multă putere, ceea ce duce la o înălțime mai mare a jetului, crescînd depunerile la partea de sus a atomizorului, dar pe de altă parte o presiune înaltă de atomizare duce la obținerea unor particule cu granulație mai fină și cu masă mai mică. O presiune scăzută de atomizare duce la formarea de particule mari, înălțime redusă a jetului, apărînd depuneri pe conul atomizorului. Prin încercări se determină presiunea optimă de lucru.

F. Circuitul de curățare constă dintr-un rezervor de sedimentare, o pompă de înaltă presiune, un cap de pulverizare, un conteiner plasat în punctul de descărcare, un rezervor secundar de sedimente și conductele necesare.

Prin duzele de spălare aflate la partea superioară a atomizorului se pulverizează lichidul de măcinare.

Avantajele uscării prin pulverizare, în comparație cu tehnologia de liere și granulare aplicată în prezent, sînt : diminuarea substanțială a operațiilor tehnologice necesare pentru obținerea produsului (una față de nouă în prezent), asigurarea caracteristicilor tehnice de calitate superioară ale produsului, cum sînt : umiditatea reziduală constantă, granulația uniformă 0,050—0,250 mm, rezistența superioară înainte de sinterizare, contracția controlată la sinterizare, deformări și laminaj absente, durata de serviciu mărită considerabil la matrițele de presare, suprafețele îmbunătățite pentru produsele presate, posibilitatea reglării dimensiunilor particulelor prin alegerea condițiilor de lucru corespunzătoare (diametru duză, presiune de pulverizare, temperatură), îmbunătățirea condițiilor de muncă.

REVISTA REVISTELOR

Metallurghiceskaia i gornorudnaia promîșlennosti, U.R.S.S., nr. 2, 1986

Estimarea proprietăților metalurgice ale peletelor cu bazicitatea 1,0 obținute prin utilizarea diferitelor amestecuri fondante, p. 2 — Creșterea eficienței utilizării deșeurilor cu conținut de fier, p. 3 — Asimilarea regimurilor de încărcare și a tehnologiei de elaborare la furnalul reconstruit, p. 5 — Utilizarea azotului la insuflarea în furnal, p. 7 — Influența compoziției granulometrice a cocsului asupra funcționării furnalului, p. 9 — Influența compoziției încărcăturii de cărbune asupra capacității de reacție a cocsului, p. 10 — Influența factorilor tehnologici asupra desulfurării metalului în cuptoarele cu două băi, p. 12 — Influența compoziției betonului refractar asupra construcției capului lingoului din oțel calmat, p. 15 — Particularitățile modificării oțelului cu metale de pămînturi rare prin reducerea lor în oala de turnare a oțelului, p. 17 — Tehnologia de laminare a profilului pentru inelul de siguranță a roții la automobilul produs de uzina de automobile din Kamsk, p. 19 — Prognozarea productivității laminorului degrosisor la laminarea în tandem, p. 21 — Cercetarea stabilității cilindrilor la laminarea tablelor striate pe laminorul 1700, p. 24 — Creșterea calității țevilor sudate cu arc electric, de diametru mic, p. 25 — Studierea rezistenței la coroziune a țevilor turnate centrifugal, din oțel 08H18N12T după diferite tipuri de prelucrare, p. 27 — Tendința oțelurilor de construcție spre supraîncălzire și optimizarea parametrilor de încălzire la tratamentul termic al laminatelor și țevilor, p. 29 — Rolul factorilor de structură și tehnologici și particularitățile obținerii unei substructuri dezvoltate în oțelurile de construcții ca urmare a tratamentului termic, p. 31 — Perspectivele utilizării tratamentului termic cu laser pentru întărirea suprafeței de lucru a cilindrilor laminoarelor cu mai mulți cilindri, p. 33 — Studierea structurii și proprietăților oțelului beton ecruisat termic, cu diametrul 32—40 mm, p. 35 — Influența grosimii tablei și structurii tablei subțiri din oțel laminată la rece, asupra capacității de deformare prin matrițare, p. 35 — Creșterea fiabilității țevilor de radiație ale cuptorului cu role și cu atmosferă de protecție, p. 37 — Micșorarea pierderilor prin ardere ale oțelurilor cu conținut ridicat de carbon la încălzirea în cuptorul cu vatră pășitoare, p. 37 — Calculul încălzirii semifabricatelor axiale în cuptorul inelar, p. 39 — Metodele statistice de control al calității sîrmei laminate din oțel carbon, p. 40 — Determinarea poziției axei mantalei furnalului prin procedeul cu laser, p. 51 — Estimarea siguranței liniei principale a cajei de lucru a blumingului, p. 53 — Reconstrucția aparatelor de alimentare ale laminoarelor Pilger, p. 54 — Posibilitatea utilizării laminatelor periodice pentru fabricarea tamburilor mașinilor de ridicat, p. 56 — Noi date cu privire la solicitarea pieselor de susținere a conului mare al furnalului, p. 57 — Estimarea eficienței tehnologice în flux ciclic, p. 60 — Determinarea nivelului tehnico-economic și clasificarea fondurilor de bază, de producție, p. 61 — Calculul automatizat al capacității de transport al țevilor în vagoanele de cale ferată, p. 62 — Asigurarea cu programe a sistemului automat de comandă a proceselor tehnologice, la elaborarea în convertizor (regim informațional), p. 63 — Experiența producerii și exploatării căptușelii pentru morile de minereu, p. 66 — Tăierea abrazivă prin contact electric a laminatelor din metale greu prelucrabile, p. 67 — Mecanizarea tăierii fierului vechi de gabarit mare la Combinatul metalurgic din Kommunarsk, p. 68 — Creșterea rezistenței matrițelor presei de 2000 tf a instalației Pilger 5—12, p. 69 — Principalii indicatori de funcționare ai secțiilor întreprinderilor metalurgice ale Ministerului Metalurgiei R.S.S.U., pe anul 1985, p. 75.

Electrod filiform din material feromagnetic pentru prelucrarea prin eroziune electrică

Dr. ing. C. Oprean, dr. ing. D. Nanu,
conf. dr. ing. V. Deac, ing. C. Cernat
Facultatea de mecanică — Sibiu
ing. T. Rogoz, ing. I. Stanco
ICPE — București
ing. O. Părău
I.P.A. — Sibiu

CZ : 621.9.018.3

Deși recunoscută ca o tehnologie de prelucrare neconvențională, prelucrarea prin eroziune electrică s-a extins considerabil în ultimii ani. Se poate afirma că nu există astăzi întreprindere constructoare de mașini care să nu aibă în dotare utilaje de prelucrare prin eroziune electrică. Dintre aceste utilaje, cele destinate a prelucra cu electrod-sculă de tipul electrodului filiform sînt utilaje indispensabile atelierelor de fabricație profilate pe execuția sculelor, dispozitivelor și verificatoarelor.

Cum produsele realizate pe utilajele de prelucrare prin eroziune electrică cu electrod filiform necesită condiții tehnice deosebite de precizie dimensională și de calitate a suprafeței prelucrate, se apreciază că prelucrarea prin eroziune electrică cu electrod filiform asigură o prelucrare de precizie.

În cazul prelucrării clasice, interstițiul de lucru (definit ca distanța între electrodul-sculă filiform legat la polul negativ al sursei de curent și piesa de prelucrat legată la polul pozitiv) are valori de ordinul sutimilor de milimetru, putînd ajunge pînă la valori de 0,1—0,2 mm în funcție de diametrul electrodului filiform (0,03—0,3 mm). În aceste condiții produsele eroziunii, care apar ca urmare a descărcărilor electrice între electrodul-sculă și piesă, sînt eliminate destul de greu din spațiul de lucru chiar dacă se mărește presiunea dielectricului care este apa deionizată. Ca urmare a rămînerii în interstițiul de lucru a unor particule, au loc descărcări fictive sau în scurtcircuit, descărcări care au drept consecință scăderea productivității procesului de prelucrare, cauzată fiind și de ruperea frecventă a electrodului filiform.

Eliminarea acestor dificultăți în desfășurarea procesului de prelucrare se poate realiza printr-o activare de proces, adică prin suprapunerea unor cîmpuri conlucrative.

În acest sens s-a propus o metodă de activare de proces în cîmp magnetic, astfel încît produsele eroziunii încărcate electric în spațiul de lucru să poată fi eliminate rapid, favorizînd astfel o viteză mai mare de deionizare a dielectricului și, implicit, creșterea frecvenței descărcărilor (creșterea productivității).

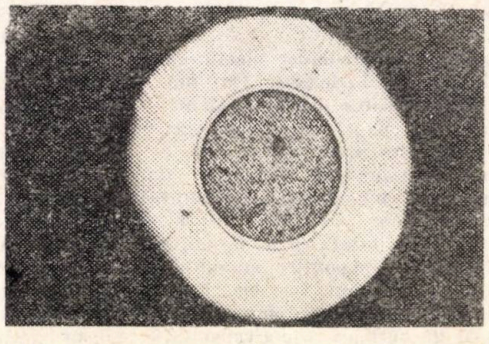
Pentru aceasta, electrodul filiform trebuie să dispună pe de o parte de proprietăți magnetice iar pe de altă parte de o bună conductibilitate electrică.

Față de electrodul filiform clasic din cupru electrolitic, s-a conceput și realizat un electrod filiform cu diametrul de 0,2 mm avînd miezul (Ø 0,1 mm) din oțel, acoperit cu un strat de cupru cu grosimea de 0,050 mm.

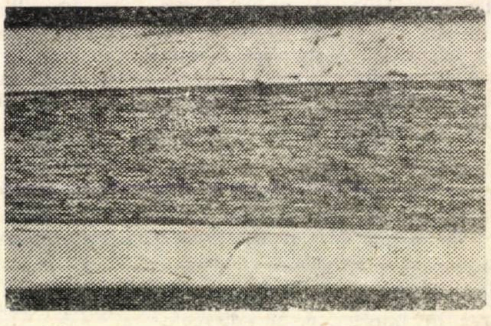
Electrodul filiform astfel conceput s-a realizat pe o instalație de galvanizare în flux continuu, compusă dintr-o singură unitate de lucru, în cadrul căreia s-au parcurs următoarele operații : decaparea în soluție alcalină ; spălarea, uscarea ; decaparea în acid fluoboric $HBFO_3$; spălarea, uscarea ; nichelarea în electrolit acid ; spălarea, uscarea ; cuprarea în electrolit acid ; spălarea, uscarea finală.

S-a obținut astfel un fir cu dimensiunea Ø $0{,}2 \pm 0{,}003$ avînd rezistența la tracțiune $\sigma_r = 42$ daN/mm² și rugozitatea $R_a = 0{,}8$ μm (fig. 1).

Cîmpul magnetic în spațiul de lucru este generat de două bobine cilindrice, coaxiale cu electrodul filiform, așezate simetric față de piesa de prelucrat (fig. 2). Sistemul de bobine a



a



b

Fig. 1. *a* — secțiunea transversală în electrodul filiform din material feromagnetic cuprat ; *b* — secțiune longitudinală în electrodul filiform din material feromagnetic cuprat

fost conceput astfel încît să realizeze o inducție medie de 100 Gauss (0,01 T) în spațiul de lucru (fig. 3).

Calculul cîmpului se efectuează pentru cazul absenței curentului de lucru prin electrodul filiform, iar materialul de prelucrat prezintă proprietăți feromagnetice. Valoarea maximă a inducției magnetice $B_{T max}$ în spațiul de lucru pentru :

$$x = a + g \quad \text{și} \quad z = 0 \text{ sau } z = h,$$

se calculează cu relația :

$$B_{T\,max} = \frac{\lambda \cdot \Phi_0 \cdot (\alpha + 1)}{\xi \cdot \pi \cdot (a + g)(\alpha - 1)} \qquad (1)$$

unde :

$$\alpha = e^{2\lambda h} \qquad (2)$$

$$\lambda^2 = R_L \cdot \Lambda_T \qquad (3)$$

$\xi \in (1,2)$ — coeficient de majorare;
R_L — reluctanța longitudinală elementară (de-a lungul firului);
Λ_T — permanența transversală elementară (în spațiul de lucru);
Φ_0 — fluxul în secțiunea „o" a electrodului filiform,

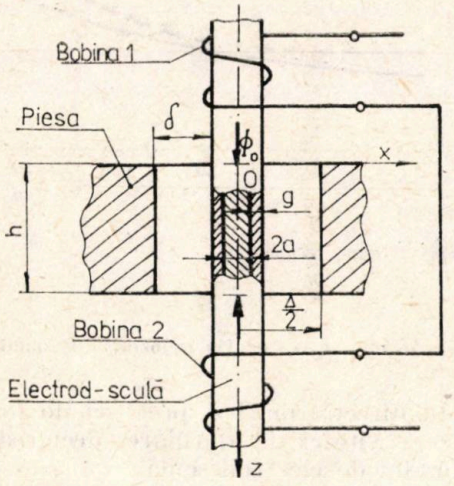


Fig. 2. Modelul circuitului magnetic

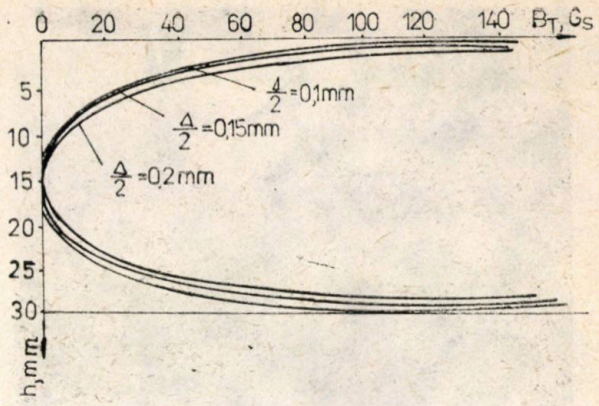


Fig. 3. Variația inducției magnetice în funcție de grosimea piesei

iar valoarea minimă a inducției magnetice $B_{T\,min}$ în spațiul de lucru pentru :

$$x = \frac{\Delta}{2} \quad \text{și} \quad z = \frac{h}{2}$$

se calculează cu relația :

$$B_{T\,min} = \frac{4\lambda \cdot \sqrt{\alpha}\, \Phi_0}{\xi \cdot \pi \cdot \Delta\, (\alpha - 1)} \qquad (4)$$

Schema instalației experimentale pentru obținerea cîmpului magnetic, cu elementele componente, este prezentată în figura 4, iar în figura 5 se prezintă dispozitivul de activare în cîmp magnetic cu cele două bobine montate în opoziție pe utilajul de prelucrare prin eroziune electrică cu electrod filiform de fabricație românească ELEROFIL-10.

Rezultatele experimentale ale prelucrării carburii metalice de tip K30 în condiții de activare în cîmp magnetic ($B = 150$ Gauss) utilizînd un curent de alimentare pulsator de 0,3 A pentru circuitul magnetic sînt prezentate în diagramele din figura 6, comparativ cu prelucrarea clasică pentru precizia de prelucrare caracterizată de lățimea tăieturii (Δ) și calitatea suprafeței caracterizate de abaterea medie aritmetică a nere-

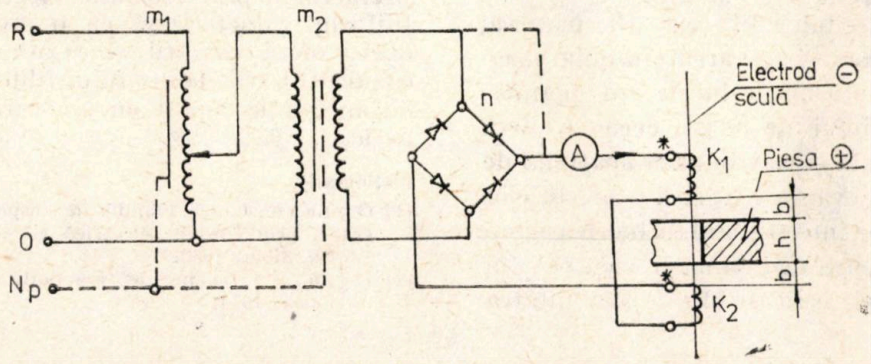


Fig. 4. Schema instalației experimentale pentru obținerea cîmpului magnetic:
m_1 — autotransformator reglabil ATR-8(220/0—250V, 6A); m_2 — transformator THA 100VA, 220/12V; n — punte redresoare 3PM2; K_1K_2 — bobine

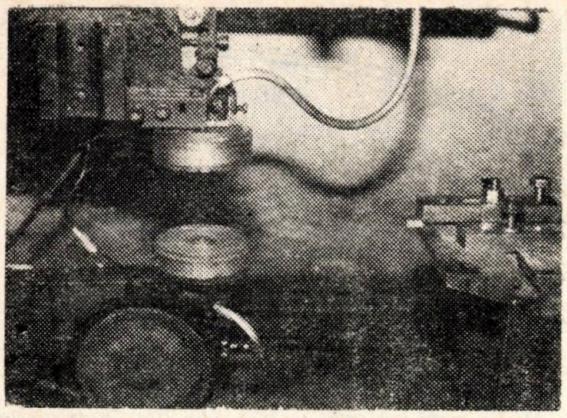


Fig. 5. Dispozitivul de activare în cîmp magnetic asamblat pe utilajul de prelucrare prin eroziune electrică cu electrod filiform ELEROFIL 10

utilizării unui curent de descărcare de intensitate mai ridicată. Această posibilitate de mărire a intensității curentului de descărcare are drept consecință creșterea productivității prelucrării; obținerea unor variații dimensionale de valoare mică (dispersie mică) a mărimii interstițiului de lucru pentru valori diferite ale intensității curentului de descărcare, ceea ce plasează prelucrarea prin eroziune electrică cu electrod filiform cu activare în cîmp magnetic în treapta 7—8 de precizie conform STAS 8107-68 (cîmpuri de toleranță în industria de mecanică fină; alezaje cu dimensiuni $D \leqslant 3$ mm); creșterea rezistenței la rupere a electrodului-sculă față de cel executat numai din cupru electrolitic. Acest lucru oferă posibilitatea măririi gradului de tensionare a electrodului filiform cu consecințe în direcția măririi preciziei de formă și reducerea vitezei de derulare, deci reducerea consumului de electrod-sculă.

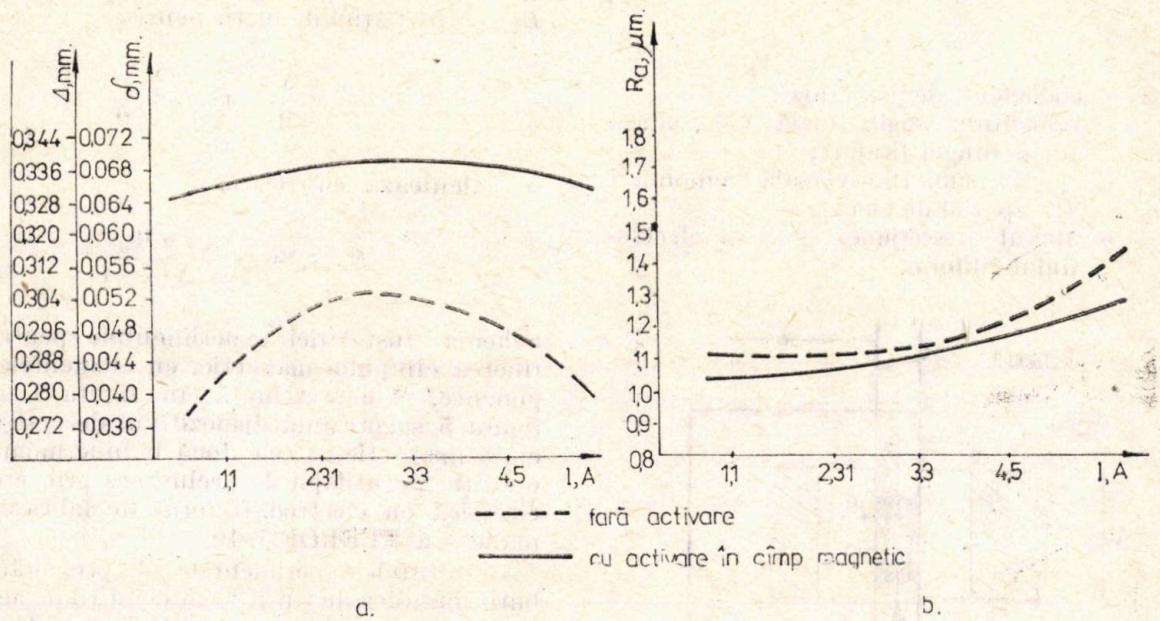


Fig. 6. *a* — variația lățimii de tăiere în funcție de curentul de descărcare, *b* — variația rugozității în funcție de curentul de descărcare

Aceste avantaje de importanță majoră pentru prelucrarea prin eroziune electrică cu electrod filiform, caracterizată ca o prelucrare de precizie, oferă condiții și rezultate eficiente în cazul utilizării electrodului filiform din material feromagnetic cuprat cu activare în cîmp magnetic.

gularităților (Ra). Experimentările s-au efectuat la o capacitate de încărcare de 100 nF, gradul de ionizare al dielectricului 12 μs/cm, viteza de derulare a electrodului filiform 25 mm/s, grosimea piesei prelucrate 8,5 mm.

Utilizarea electrodului filiform din material feromagnetic cuprat și aplicarea cîmpului magnetic peste interstițiul de lucru au permis: creșterea interstițiului de lucru, ceea ce oferă o spălare mai rapidă și mai bună a spațiului de lucru, asigurînd o evacuare ușoară a produselor eroziunii. Creșterea interstițiului de lucru asigură de asemenea o răcire mai bună a electrodului filiform și a piesei, ceea ce oferă posibilitatea

Bibliografie

[1] Oprean, C. ș.a. Familie de dispozitive pentru prelucrarea prin eroziune electrică cu electrod filiform. În: CNTN, Sibiu, 1982.

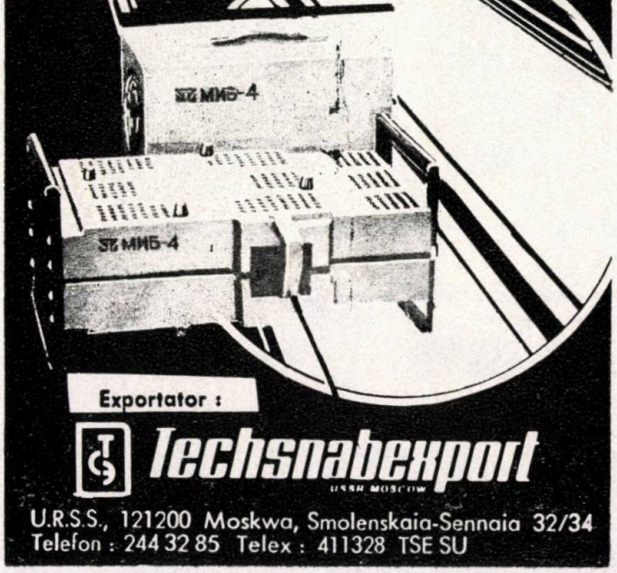
[2] Bălă, I. Bobine de reactanță. București, Editura Tehnică, 1974.

CONTROLUL NEDISTRUCTIV DE SIGURANȚĂ AL PRODUSELOR CU GROSIMEA DE PÎNĂ LA 150 mm (din oțel) prin metoda roentgenografică, cu ajutorul betatronului MIB-4 de dimensiuni reduse

- domeniu larg de utilizare în diferite ramuri ale industriei
- utilizare în condiții de cîmp
- greutate redusă și posibilitatea transportului manual

CARACTERISTICI TEHNICE DE BAZĂ

Energia maximă a electronilor accelerați, MeV 4
Sensibilitatea roentgenografică, %...min 2
Masa emițătorului de radiații, kg....cca 50
Masa totală a betatronului, kg....sub 150



Exportator :

Techsnabexport

U.R.S.S., 121200 Moskwa, Smolenskaia-Sennaia 32/34
Telefon : 244 32 85 Telex : 411328 TSE SU

PUBLICOM

1987 11B2 B

E 3280

METALURGIA

R 1987 JAN 2 8

KOHÁRAT

12

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XXXVIII • NR. 12 • DECEMBRIE 1986

IPROMET

ENGINEERING & DESIGNING INSTITUTE FOR THE IRON AND STEEL INDUSTRY

ROMANIA

METALURGIA

Anul 38 Nr. 12 Decembrie 1986

CUPRINS

Sălăgean, T. şi *Drăgulescu, Doina*: **Calculul durităţii maxime din zona influenţată termic** 583

Vacu, Silvia, Brabie, V., Neagu, G., Nicolae, Maria, Boiangiu, C. şi *Ancuţ, R.*: **Posibilităţi noi în alierea fontelor şi oţelurilor** 586

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N. şi *Cristea, Lidia*: **Materiale compozite pe bază de aluminiu** 589

Truşculescu, M. şi *Cucuruz, L. R.*: **Cercetări asupra bronzurilor complex aliate termociclate** 592

Stănăşilă, C. şi *Stănăşilă, O.*: **O posibilitate de reducere a minereurilor de fier** 596

Ailincăi, Gh., Alexandru, I., Bulancea, V. şi *Baciu, C.*: **Tratamentul termic în domeniul criogenic, mijloc de reducere a consumului de materiale şi a celui energetic în construcţia de maşini** 599

Cioclov, D., Bozu, P. şi *Pascu, R.*: **Studiul rezistenţei oţelului G52/28 în mediu de hidrogen sulfurat umed** 603

Teodorescu, M.: **Cercetări privind prelucrabilitatea prin ambutisare în vederea reducerii consumului de metal şi energie** 609

Frumosu, L. şi *Avram, I.*: **Recuperarea în vid a componenţilor aliajelor dure sinterizate, dezagregate în zinc lichid** 614

Chircă, D., Suciu, Valerica şi *Suciu, M. V.*: **Cercetări privind modificarea proprietăţilor mecanice şi electrice ale aliajelor Al Mg Si în procesul de îmbătrînire naturală şi artificială** 619

REVISTA REVISTELOR 585, 588, 595, 598, 608, 613

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM Departamentul Export-Import Presă, P. O. Box 136—137, telex: 11226, București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Președintele colegiului de redacție: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Tehnoredactor: MARIETA RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu nr. 23—25, București

I.P. „Informația" — c. 2648

PROGRAMUL SESIUNII

Referate

Prof. dr. doc. ing. **Suzana Gâdea**
Membru corespondent al Academiei R.S.România
Materiale metalice dure cu compuși intermetalici

Dr. ing. **Ianeu Drăgan**
Director general al ICEM
Optimizarea consumurilor energetice și de combustibil în industria metalurgică. Realizări și sarcini actuale

Comunicări

A. Nanu, Z. Lănerăngean
I.P. Timișoara
Recuperarea și recondiționarea produselor din carburi metalice P 10 — P 40

Suzana Gâdea, N.Petrescu, Maria Petrescu, Mirela Brițchi — I.P. București
Tratamente de difuzie pentru obținerea de straturi cu compuși duri la suprafața pieselor metalice

I. Drăgan
V. Constantinescu
R.L.Orban
I.P. Cluj-Napoca
Contribuții la asimilarea fabricării unor materiale metalice deficitare, prin valorificarea superioară a resurselor refolosibile și elaborarea de aliaje cu proprietăți speciale

L. Frumosu și I. Avram
I.M. Neferal—București
Recuperarea în vid a componenților aliajelor dure sinterizate, dezagregate în zinc lichid

P. Georgeoni, E. Gănescu, N. Arniel, N. Gheorghiu
C.I.M.F.S.—Fabrica de diamante sintetice
Folosirea unor procedee moderne la fabricarea și recondiționarea de piese sinterizate de înaltă performanță din carburi metalice WC-Co

D.E. Grigorescu, C. Corlei, I. Andreica, M. Ardelean, Codruța Schuider, Constanța Dumitrescu, Aneta Albu, P. Dincă, Fl. Aurelian
C.I.M.N.R. — I.M.Neferal
Sortimente noi de carburi dure cu proprietăți superioare, utilizate în industrie

E. Oprean, D. Nanu, V. Deac, C. Cernat — Facultatea de mecanică — Sibiu
T. Rogoz, I. Stanco
I.C.P.E. — București
O. Părău — I.P.A. — Sibiu
Electrod filiform din material feromagnetic pentru prelucrarea prin eroziune electrică

N. Geru, D. Chireă, G. Coșmeleață, M. Mihai, M. Bane — I. P. București
O. Todiriță — Uz.23 August București
Structura și proprietățile oțelurilor rapide cu conținut scăzut de W și aliate cu 3% Nb

Fl. Oprea, A. Ciocan
Universitatea din Galați
N. Ciocan
I.N.E.T.O.F. — Galați
Feroaliaje de tipul Fe—Al și Fe—Al—Mn utilizate în procedeele de dezoxidare a aliajelor feroase

M. Ieneiu, P. Moldovan, N. Panait, Lidia Cristea
I. P. București
Materiale compozite pe bază de aluminiu

T. Sălăgean
Membru corespondent al Academiei R.S. România,
R. Paseu
Institutul de sudură — Timișoara
Corelarea tehnologiilor de sudare cu duritate maximă din zona influențată termic

M. Protopopescu, Hildegard Protopopescu
I. P. București
Aliaje de aluminiu de înaltă rezistență pentru construcții aeronautice

M. Trușculescu, R. L. Cucuruz
I. P. Timișoara
Cercetări asupra bronzurilor de aluminiu complex aliate, termociclate

---

Lucrările sesiunii vor apărea în două numere ale revistei (nr. 11 și nr. 12/1986). Gruparea lucrărilor s-a făcut pe criteriu tematic.

Silvia Vacu, V. Brabie, G. Neagu, M. Nicolae
I. P. București
C. Bolangiu, A. Roman
C. M. Tulcea
Posibilități noi în alierea fontelor și oțelurilor

G. Ailincăi, I. Alexandru, V. Bulancea, C. Baciu
I. P. Iași
Tratamentul termic în domeniul criogenic, mijloc de reducere a consumului energetic în construcția de mașini

H. Colan, V. Constantinescu
I. P. Cluj-Napoca
Cercetări în domeniul metalurgiei pulberilor în perspectiva asimilării și fabricării în țară a pulberilor metalice și a unor produse sinterizate

M. Teodorescu
Universitatea din Galați
Cercetări privind prelucrabilitatea prin ambutisare în vederea reducerii consumului de material și energie

C. Stănășilă
I. C. C. București
O. Stănășilă
I. P. București
O posibilitate de reducere a oxizilor de fier

D. Cioclov, R. Pascu, P. Bozu
Institutul de sudură Timișoara
Studiul rezistenței oțelului G52/28 în mediu de hidrogen sulfurat umed, influența pasivării

CONTENTS

DC : 620.178.1

Sălăgean, T. and *Drăgulescu, Doina*: **The calculation of maximal hardness in the thermally influenced area**

The paper presents a calculation method of the maximal hardness *MH* in the thermally influenced area for the steels for welded structures. The authors establish a correlation between welding technology, by the welding energy *E*, and *MH* with a view to calculating the preheating temperatures for a given *MH*. The method allows the optimizing between the welding energy *E* and the v_{pr} preheating temperature with a view to minimizing either costs, or energy consumption.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 583—586

DC : 669.15—196 : 669.15—194

Vacu, Silvia, Brabie, V., Neagu, G., Nicolae, Maria, Boiangiu, C. and *Ancuț, R.*: **New possibilities in alloying cast iron and steels**

The paper presents certain theoretical and practical considerations on the cast iron and steel alloying by reduction of different metal oxides with solved carbon in steel bath.

The authors determine the equilibrium thermodynamic conditions, presenting the experimental results obtained by injecting the wolfram concentrate in a carbon saturated steel bath.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 586—589

DC : 669—419 : 669.71

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N. and *Cristea, Lidia*: **Aluminium-based composite materials**

The paper presents the results of the experimental trials carried out by the authors with a view to producing composite materials.

The authors present the best processes of manufacturing casting, the experimental installation as well as the characteristics of the composite materials which have been obtained.

Metalurgia 38 (1968), nr. 12, p. 589—592

DC : 669.356 : 669.046

Truşculescu, M. and *Cucuruz, L. R.*: **Researches on the complex alloyed bronzes and submitted to thermal cycles**

The authors study influence of thermocycling heat treatment on the structural transformations in CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti aluminium bronze, establishing a correlation with the mechanical properties. They analyse several technological heat versions, choosing the $2C_1C_2D(8)$ thermocycling as the best version to give high mechanical characteristics to aluminium bronze.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 592—596

DC : 622.341.1 : 669.162.12

Stănăşilă, C. and *Stănăşilă, O.*: **A way of reducing iron ores**

The paper suggests a way of reducing the iron ore in a reactor in which processes are distributed in different areas, the heat and mass exchange being achieved in steps of crossed current, placed in series in countercurrent, which allows the process optimizing and control.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 596—599

DC : 621.78 : 66.012.3

Ailincăi, Gh., Alexandru, I., Bulancea, V. and *Baciu, C.*: **The heat treatment in the cryogenic field, a way of reducing the material and energy consumption in the machine building industry**

The researches carried out have lead to the conclusion that the thermal processing of rapid steels at temperatures below 0°C represents a modern and efficient method for substantially increasing the durability of cutting tools, for reducing the specific consumption of expensive materials, for increasing the production rate of the thermal processing and the cutting processing. All these factors have direct effects on the reduction of material and energy consumption.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 599—603

DC : 620.176.2 : 239.412

Cioclov, D. D., Bozu, P. and *Pascu, R.*: **The strength of C52/28 steel in wet hydrogen sulfide environment and the influence of passivation**

Tensile test of G52/28 steel in wet hydrogen sulfide environment revealed the beneficial influence of passivation achieved by aderent layers of iron sulfides. Structural investigation evinced that essential features of the fracture mechanism consists in nucleation of superficial corrosion pits as stress concentrators for initiation the subsequent dominant crack propagation by coalescence of already formed hydrogen cracks. Fracture mechanics concepts were used for modelling the dominant crack propagation in order to predict the life of a loaded metallic component exposed to wet hydrogen sulfide environment.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 603—609

DC : 621.9.011 : 621.983.3

Teodorescu, M.: **Researches on the drawing processing with a view to reducing steel and energy consumption**

The paper presents the optimum parameters of drawing processing and of the use of metal materials which lead to important material and energy savings in processing.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 609—614

DC : 669.018.25 : 669.054.8

Frumosu, L. and *Avram, I.*: **Vacuum recovery of sintered hard alloy components, decomposed in liquid zinc**

The paper deals with an up-to-date problem, namely the recovery and turning to better account of all the components existing in hard carbide sintered products, by decomposition in liquid zinc.

The results of the researches are interesting from a theoretical and practical point of view because they are related to zinc diffusion in the structure of sintered hard alloys, to the formation of Zn—Co eutectic and the breakage of WC—Co or (W, Ti) C—Co links and to the elimination of Zn by the evaporation and its deposition under the form of extra-thin powder ($\leqslant 3\mu$) by condensation on a cooled rotary drum, all these being strongly related to the technological and erection parameters of the installation.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 614—619

DC : 620.193.918.621.785.784

Chircă, D., Suciu, Valerica and Suciu, M.V.: **Researches on the modification of the electrical and mechanical properties of AlMgSi alloys in natural and artificial ageing process**

The paper presents the results of the experiment determinations carried out on AlMgSi alloys submitted to ageing under different temperature and time conditions, after quenching heat tratament.

The influence of the time of exposure and of ageing temperature on the mechanical properties was studied by measuring the above mentioned characteristics for different time range and temperatures.

In order to establish the correlation between structure and properties, the optical and electronic microscopes have been used.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12 p. 619—622

INHALT

DK : 620.178.1

Sălăgean, T. und *Drăgulescu, Doina* : **Berechnung der maximalen Härte aus der thermisch beeinflussten Zone**

In der vorliegenden Arbeit wird eine Berechnungsmethode der HM-maximalen Härte aus ZIT, der für geschweisste Strukturen vorgesehenen Stähle, vorgestellt. Die Schweisstechnologie wird mit Hilfe einer E-Schweissenergie, mit der Maximalhärte-HM korreliert, sodass die Vorwärmungstemperaturen, für eine gegebene Maximalhärte-HM berechnet werden können.

Die Methode ermöglicht einige beträchtliche Verbesserungen der E-Schweissenergie und der ν_{pr} Vorwärmungstemperatur, sodass entweder die Kosten oder der Energieverbrauch vermindert werden können.

Metalurgia 38 (1986) nr. 12, p. 583—586

DK : 669.15—196 : 669.15—194

Vacu, Silvia, Brabie, V., Neagu, G., Nicolae, Maria, Boiangiu, C. und *Ancuț, R.* : **Neue Möglichkeiten der Legierung des Gusseisens und der Stähle**

In der Arbeit werden einige theoretische und praktische Betrachtungen vorgestellt, bezüglich der Legierungsmöglichkeiten des Roheisens und der Stähle durch die Reduzierung der verschiedenen Metalloxyden mit dem im Metallbad aufgelösten Kohlenstoff.

Es werden die C-Cr- und C-W-thermodynamischen Gleichgewichtsbedingungen bestimmt und die experimentellen Ergebnisse, die beim Einblasen des Wolframkonzentrats in einem mit Kohlenstoff gesättigtem Metallbad, erzielt worden sind, angegeben.

Metalurgia 38 (1986) nr. 12, p. 586—589

DK : 669—419 : 669.71

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N. und *Cristea, Lidia* : **Verbundwerkstoffe auf Grund von Aluminium**

In der Arbeit wird auf einige Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen, betreffs der Herstellung von Verbundwerkstoffen, hingewiesen.

Es werden die optimalen Herstellungs-und Giessverfahren, die Versuchsanlage sowie die Eigenschaften der erhaltenen Verbundwerkstoffe vorgestellt.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 589—592

DK : 669.356 : 669.046

Truşculescu, M. und *Cucuruz, L. R.* : **Forschungen bezüglich den komplex legierten, einiger thermischen Zyklen unterworfenen Bronzen**

Die Arbeit bezweckt die Untersuchung des Einflusses der thermozyklischen Wärmebehandlungen auf die strukturellen Umwandlungen in der Cu Al 10 Fe 4 Ni 4 Mn 1 Ti-Aluminiumbronze und korreliert diese mit den mechanischen Eigenschaften. Es werden mehrere verfahrenstechnische Wärmebehandlungsvarianten analysiert und als geeignet die 2 C_1 $C_2D(8)$-Thermozyklen betrachtet, da sie der Aluminiumbronze ausgezeichnete mechanische Eigenschaften verleihen.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 592—596

DK : 622.341.1 : 669.162.12

Stănăşilă, C. und *Stănăşilă, O.* : **Eine Möglichkeit zur Reduzierung des Eisenerzes**

In der vorliegenden Arbeit wird ein Verfahren zur Reduzierung des Eisenerzes vorgeschlagen. Das Verfahren wird in einem Reaktor, in welchem die verschiedenen Prozesse eingeteilt werden, ausgeführt, in dem der Wärme- und Massenaustausch in Kreuzgegenstromstufen, die in Gegenstrom geordnet sind, stattfinden, was die Vervollkommung und Prüfung der Prozesse gestattet.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 596—599

DK : 621.78: 66.012.3

Ailincăi, Gh., Alexandru, I., Bulancea, V. und *Baciu, C.* : **Die Wärmebehandlung im kriogenischen Bereich-eine Möglichkeit zur Herabsetzung des Werkstoff-und Energieverbrauchs, in der Maschinenbauindustrie**

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 599—603

DK : 620.176.2 : 539.412

Cioclov, D. D., Bozu, P. und *Pascu, R.* : **Forschung zum G52/28 Stahlwiderstand im flüssigen Schwefelwasserstoffmedium. Einfluss der Passivierung**

Die Dehnungsprobe im flüssigen Schwefelwasserstoffmedium, im Falle des G52/28-Stahles, hat den günstigen Einfluss der Passivierung die adhärenten Schwefeleisenschichten gezeigt. Aus den strukturellen Analysen ging hervor, dass zu den wichtigsten Aspekte des Bruchmechanismus die Erzeugung von Korrosionsoberflächenkratern zählt, von welcher die Ausbreitung der Hauptrisse, die zum Bruch führt, ausgeht. Die Ausbreitung der Hauptrisse wird durch die Koaleszenz, der durch die Kondensation des streuuenden Wasserstoffs erzeugten Risse, erhalten. Anhand der Prinzipien der Werkstoffbruchmechanik wurde ein Modell zur Bestimmung der Haltbarkeit der Metalle, unter den Bedingungen der simultanen Einwirkung des Schwefelwasserstoffs sowie der mechanischen Prüfung, entwickelt.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 603—609

DK : 621.9.011 : 621.983.3

Teodorescu, M. : **Forschungen zur Verarbeitbarkeit mit Hilfe des Tiefungsverfahrens hinsichtlich der Verminderung des Metall-und Energieverbrauchs**

In der Arbeit werden die optimalen Kenngrössen der Verarbeitbarkeit durch Tiefung und der entsprechenden Nutzung derjenigen metallischen Werkstoffe vorgestellt, die zu wichtigen Werkstoff- und Energieeinsparungen während des Verarbeitungsprozesses führen.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 609—614

DK : 669.018.25 : 669.054.8

Frumosu, L. und *Avram, I.* : **Vakuumrückgewinnung der gesinterten, im flüssigen Zink abgebauten harten Legierungsbestandteile**

In der Arbeit wird ein aktuelles Thema behandelt und zwar die höhere Rückgewinnung und Verwertung aller Erzeugnisbestandteile, die mit harten Karbiden, durch Abbau aus dem flüssigen Zink, gesintert wurden.

Die Ergebnisse der durchgeführten Erforschungen sind, nicht nur aus theoretischem, sondern auch aus praktischem Gesichtspunkt sehr interessant ; weil sie einige Probleme betreffs der Zinkdiffusion in der Struktur der gesinterten harten Legierungen, die Bildung des Zn-Co-Eutektikums, das Reissen der WC-Co-oder (W, Ti) C-Co-artigen Verbindungen, die Ausscheidung des Zn durch Verdampfung und dessen Ablagerung, als sehr feiner Staub ($\leqslant 3\mu$) durch die Verdichtung auf einer drehbaren, abgekühlten, Trommel, erörtern. Die erwähnten Probleme sind in engem Zusammenhang mit den verfahrens-und konstruktionstechnischen Parametern.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 614—619

DK : 620. 193. 918 : 621. 785. 784

Chircă, D., Suciu, Valerica und Suciu, M.V. : **Untersuchungen zur Veränderung der mechanischen und elektrischen Eigenschaften der Al Mg Si-Legierungen während der natürlichen und künstlichen Alterung**

Die Arbeit stellt die Ergebnisse der experimentellen, auf einigen AlMgSi-Legierungen ausgeführten Bestimmungen vor. Diese Legierungen wurden nach der für das Lösungseinbringen vorgesehenen Abschreckungs-Wärmebehandlung unter verschiedenen Temperatur -und Zeitbedingungen, der Alterung unterworfen.

Der Einfluss der Verweilzeit und der Alterungstemperatur auf die mechanischen und gewöhnlichen Eigenschaften wurde anhand von Messungen der betreffenden Charakteristiken, bei verschiedenen Zeitabschnitten und Temperaturen studiert. Zwecks der Festlegung des Zusammenhangs zwischen dem Aufbau und eben diesen Eigenschaften, wurden desgleichen Beobachtungen mit Hilfe des Licht-und Elektronenmikroskops ausgeführt.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12,p. 619—622

SOMMAIRE

CD : 620.178.1

Sălăgean, T. et *Drăgulescu, Doina*: **La détermination de la dureté maximale dans la zone thermiquement influencée**

L'article présente une méthode de calcul de la dureté maximale HM dans la zone thermiquement influencée (ZTI) des aciers pour les structures soudées. On fait une corrélation entre la technologie de soudage, par l'énergie de soudage E et HM, ainsi qu'on peut calculer les températures de préchauffage à un HM donné. Cete méthode fait possible des optimisations entre l'énergie de soudage E et la température de préchauffage ϑ_{pr} à même de réduire les coûts ou les consommations d'énergie.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 583—586

CD : 669.15—196 : 669.15—194

Vacu, Silvia, Brabie, V., Neagu, G., Nicolae, Maria, Boiangiu, C. et *Ancuf, R.*: **Nouvelles possibilités d'alliage des fontes et des aciers**

L'article présente des considérations téoriques et pratiques concernant les possibilités d'alliage des fontes et des aciers par la réduction de différents oxydes métalliques au carbone dissous dans le bain métallique.

On détermine les conditions thermodynamiques de l'équilibre C-Cr et C-W et on mentionne les résultats expérimentaux obtenus par l'injection du concentré de wolfram dans un bain métallique saturé au carbone.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 586—589

CD : 669—419 : 669.71

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N. et *Cristea, Lidia*: **Matériaux composites à base d'aluminium**

L'article présente les résultats des essais expérimentaux réalisés par les auteurs en vue de produire des matériaux composites.

On présente les processus optima d'élaboration, de coulée, l'installation expérimentale de même que les propriétés des matériaux composites obtenus.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 589—592

CD : 669.356 : 669.046

Trușculescu, M. et *Cucuruz, L. R.*: **Recherches sur les bronzes alliés soumis aux cycles thermiques**

Les auteurs analysent l'influence des traitements aux cycles thermiques sur les transformations structurales du bronze d'aluminium CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti en réalisant une corrélation avec les propriétés mécaniques. Après l'analyse de plusieures variantes technologiques de traitement thermiques on établit le cycle thermique $2C_1C_2D(8)$ qui confère au bronze d'aluminium des caractéristiques mécaniques supérieures comme a meilleure variante.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 592—596

CD : 622.341.1 : 669.162.12

Stănășilă, C. et *Stănășilă, O.*: **Possibilités de réduction du minerai de fer**

Les auteurs proposent un processus de réduction du minerai de fer dans un réacteur où les processus sont répartisés par zones, l'échange de chaleur et de masse se fait en degrés de courant croisé, rangé en contre-courant, ce qui permet l'optimisation et le contrôle des processus.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 596—599

CD : 620.176.2 : 539.412

Cioclov, D. D., Bozu, P. et *Pascu, R.*: **La résistance de l'acier C 52/28 en milieu de hydrogène sulfuré humide. L'influence de la passivation**

L'essai de traction de l'acier G 52/28 en milieu de hydrogène sulfuré humide a mise en évidance l'influence favorable de la passivation à travers les couches adhérentes de sulfures de fer. Les analyses structurales ont constaté comme aspects essentiels du mècanisme de la rupture la génération des cratères superficiels de corrosion sur lesquels amorce la propagation de la fissure dominante qui provoque la rupture. La propagation de la fissure dominante est déterminée par la coalescence des fissures générées par la condensation de l'hydrogène diffusible. A partir des concepts de la mécanique de la rupture des matériaux, on a réalisé un modèle pour déterminer la durabilité des métaux dans les conditions de l'action simultanée de l'hydrogène sulfuré et de l'essai mécanique.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 603—603

CD : 621.78 : 66.012.3

Ailincăi, Gh., Alexandru, I., Bulancea, V. et *Baciu, C.*: **Le traitement thermique dans le domaine criogénique, une méthode de diminuer la consommation de matériaux et d'énergie dans l'industrie de la construction des machines**

Les recherches effectuées ont démontré que la déformabilité à chaud des aciers rapides aux températures sous 0°C constitue une méthode moderne et efficace d'augmentation considérable de la durabilité des outils à découper, de diminution des consommations spécifiques de matériaux coûteaux, d'augmentation de la productivité, de la déformabilité et de l'usinabilité. Les facteurs ci-dessus ont une influence directe sur la diminution des consommations de matériaux et d'énergie.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 599—609

CD : 621.9.011 : 621.983.3

Teodorescu, M.: **Recherches concernant la déformabilité par emboutissage en vue de diminuer la consommation de métal et d'énergie**

L'auteur présente les paramètres optima de la déformabilité par emboutissage et d'utilisation éfficace des matières métalliques à même d'obtenir d'importantes économies de matériaux et d'énergie.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 609—614

CD : 669.018.25 : 669.054.8

Frumosu, L. et *Avram, I.*: **Récupération en vide des composants des alliages durs sintérisés, décomposés en zinc liquide**

L'article pose un problème actuel à savoir la récupération et la mise en valeur de tous les composants des produits sintérisés, la formation de l'eutectique Zn-Co et la rupture de la liaison de type WC-Co ou (W, Ti) C-Co, l'élimination du Zn par vaporisation et sa déposition sous forme de poudre extrafine ($\leqslant 3\mu$) par condensation sur un tambour rotatif refroidi. Tous ces aspects sont analysés en fonction des paramètres technologiques et constructifs de l'installation.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 614—619

CD : 620.193.918 :621.785.784

Chireă, D., Suciu, Valerica et Suciu, M. V. **Recherches concernant la modification des propriétés mécaniques et électriques des alliages AlMgSi dans le processus de vieillissement naturel et artificiel**

Les auteurs présentent les résultats des déterminations expérimentales effectuées en utilisant des alliages de type Al Mg Si soumis au vieillisement en différentes conditions de temperature et de temps, après le traitement thermique de trempe de mise en solution.

L'influence de la durée de maintien et de la température de vieillissement sur les propriétés mécaniques a été étudiée en mesurant ces caractéristiques pour des températures et des intervales de temps différents ; en vue de déterminer la corrélation entre la structure et ces propriétés, on a effectué également des observations au microscope optique et électronique.

Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 619—622

СОДЕРЖАНИЕ

ДК : 620.178.1

Сэлэджеан Т. и *Дрэгуленеску Дойна:* **Расчет максимальной твердости в зоне, влияющая термически**

Работа представляет метод расчета максимальной твердости НМ из ZIT для сталей, предназначенных сварным структурам. Коррелируется технология сварки энергией при сварке Е с НМ так, что можно расчитать температуру подогрева при данном НМ. Метод допускает оптимизацию между энергией сварки Е и температурой подогрева, чтобы таким образом минимизировать либо стоимость, либо энергетические расходы.
Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 583—586

ДК : 669.15—196 : 669.15—194

Ваку, Сильвия, Брабие, В., Неагу, Г., Нинолае, Мария, Бояджиу, К. и *Анкуц, Р.:* **Новые возможности при легировании чугуна и стали**

В работе представлены некоторые теоретические и практические соображения относительно возможности легирования чугуна и стали восстановлением различных металлических окислов с растворенным углеродом в металлической ванне.

Определены термодинамические условия равновесия C-Cr и C-W и представлены полученные экспериментальные результаты шприцеванием концентрата вольфрама в металлической ванне, насыщенной углеродом.
Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 586—589

ДК : 669—419 : 669.71

Иенчю, М. Молдован, П. Панаит, Н. и *Кристеа Лидия:* **Композитные материалы на алюминиевой основе**

В работе представлены результаты экспериментальных опробований, проведенные авторами для разработки композитных материалов.

Представлены оптимальные способы выплавки, разливки, опытная установка, а также и свойства полученных композитов.
Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 589—592

ДК : 669.356 : 669.046

Трушкулеску, М. и *Кукуруз, Л.:* **Исследования относительно термоциклированных комплексно легированных бронзов**

Изучается влияние термообработок термоциклирования на структурные превращения в алюминиевой бронзе CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti и проводится корреляция с механическими свойствами. Анализированы несколько технологических вариантов термических обработок и выявлена как соответственная термоциклирование $2C_1C_2D(8)$, придавая алюминиевой бронзе высокие механические характеристики.
Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 592—59$_6$

ДК : 622.341.1 : 669.162.12

Стэнэшилэ, К. и *Стэнэшилэ, О.:* **Возможность восстановления железных руд**

В работе предложен способ восстановления железных руд в реакторе, в котором процессы проводятся по зонам, обмен тепла и массы осуществляясь ступенчато крестового тока, расположенные в противотоке, что позволяет оптимизацию и контроль процессов.
Metalurgia 38 (1986,) nr. 12, p. 596—599

ДК : 621.78 : 66.012.3

Аилинкэй, Г., Аленсандру, И., Буланчеа, В. и *Вачю, К.:* **Термическая обработка в криогеной области — средство снижения расходов материалов и энергии в машиностроении**

Проведенные исследования привели к выводу, что термообработка быстрорежущих сталей при температурах ниже 0°C является современным и эффективным средством существенного повышения стойкости режущих инструментов, снижения удельных расходов дорогих материалов, повышения производительности термообработки и резанием. Все эти имеют непосредственные следствия на снижение расходов материалов и энергии.
Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 599—603

ДК : 620.176.2 : 539.412

Чёклов, Д., Бозу, Л. и *Пасну, Р.:* **Изучение сопротивления стали G52/82 в влажной среде сернистого водорода. Влияние пассивации**

Испытание на растяжение стали G 52/28 в влажной среде сернистого водорода выявило благоприятное влияние пассивации сквозь прилегающих слоев сернистого железа. Стуктурные анализы выявили, как существенные аспекты механизма разрыва, генерирование поверхностных кратеров коррозии, вызывающие распространение преобладающей трещины, ведущая к разрыву. Распространение преобладающей трещины имеет место коалесценцией трещин, генерированные конденсацией диффузного водорода. На основе механики разрушения материалов составлена модель для определения долговечности металлов при условиях одновременного действия сернистого водорода и механического испытания.
Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 603—609

ДК : 621.9.011 : 621.983.3

Теодоресну, М.: **Исследования относительно обрабатываемости вытяжкой для снижения расхода металла и энергии**

В работе представлены оптимальные параметры обрабатываемости вытяжкой и соответственно использования металлических материалов, ведущие к получению значительной экономии материалов и энергии при обработке.
Metalurgia 38 (1986), nr. 12, p. 609—614

ДК: 669.018.25: 667.054.8

Фрумосу, Л. и *Аврам, И.:* **Рекуперация в вакууме составляющих твердых, спеченных сплавов, разрушенными в жидком цинке**

Работа трактует современный вопрос, а именно рекуперацию и высокое использование всех составляющих из спеченных изделий на основе твёрдых карбидов разрушением в жидком цинке.

Результаты исследований представляют интерес с теоретической и практической точки зрения, поскольку рассматривают вопросы связанные с диффузией цинка в структуре твёрдых, спеченных сплавов, образование эвтетики Zn—Co и разрыв связей типа WC—Co или (W,Ti) C—Co, удаление Zn испарением и осаждение его в виде сверхтонкого порошка ($\leqslant 3\,\mu$) конденсацией на охлаждаемом, вращающемся барабане. Все эти тесно связаны с технологическими и конструктивными параметрами установки.
Metalurgia 38(1986), nr. 12, p. 614—619

ДК: 620.193. 918: 621.785.784

Киркэ, Д., Сучю, Валерика и *Сучю, М,*: **Исследования по модификации механических и электрических свойств сплавов AlMgSi в процессе естественного и искусственго старения**

В работе представлены результаты проведенных экспериментальных определений на сплавах типа AlMgSi, подвергнутые старению при различных условиях температуры и времени, после закалочной термообратки для поставки в раствор.

Влияние времени выдержки и температуры старения на механические и классические свойства было изучено измерениями соответствующих характеристик на различных интервалах времени и на различных температурах, а для определения соотношения между структурой и этими свойствами осуществлены и наблюдения на оптическом и электронном микроскопе.
Metalurgia 38 (1986), nr, 12, p. 619—622

METALURGIA 12
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1986

Prof. dr. ing. T. Sălăgean
Membru corespondent al Academiei R.S.R.
şi conf. dr. ing. Doina Drăgulescu
I.S.I.M. — Timişoara

Calculul durităţii maxime din zona influenţată termic

CZ : 620.178.1

În literatura de specialitate sînt prezentate multe relaţii pentru calculul durităţii maxime HM din zona influenţată termic [1], [2], [3]. Majoritatea lor corelează HM cu compoziţia chimică a aliajelor metalice, fără să ia în considerare tehnologia de sudare. Din acest motiv, HM calculat este, adeseori, departe de HM determinat experimental. Recent s-au elaborat noi relaţii pentru HM în care, pe lîngă compoziţia chimică, participă şi tehnologia sudării prin energia la sudare :

$$E = \frac{I_s\, U_a}{V_s} \qquad (1)$$

şi prin durata răcirii ZIT de la 800 la 500°C, notată cu $t\,8/5$. Cea mai recentă relaţie de acest fel este [4] :

$$HM\,(HV10) = 189 + 67\,\mathrm{C} + 507\,Pcm - \\ - (101 + 711\,\mathrm{C} - 461\,Pcm)\,\mathrm{arc\ tg}\,X \qquad (2)$$

în care :

$$Pcm = \mathrm{C} + \frac{\mathrm{Si}}{30} + \frac{\mathrm{Mn} + \mathrm{Cu} + \mathrm{Cr}}{20} + \\ + \frac{\mathrm{Ni}}{60} + \frac{\mathrm{Mo}}{15} + \frac{\mathrm{V}}{10} + 5\,\mathrm{B} \qquad (3)$$

$$X = \frac{\log 78/5 + 0{,}501 + 7{,}9\,\mathrm{C} - 11{,}01\,Pcm}{0{,}543 + 0{,}55\,\mathrm{C} - 0{,}76\,Pcm} \qquad (4)$$

Folosind teoria cîmpurilor termice la sudarea cu arcul electric s-a elaborat o relaţie între $t\,8/5$ şi energia la sudare E :

$$t\,8/5 = \frac{900}{(600 - \vartheta_{pr})^x}\, E^{(0{,}94 + 0{,}0007\,\vartheta_{pr})} \qquad (5)$$

în care ϑ_{pr} este temperatura de preîncălzire (°C), iar E se exprimă în kJ/cm. Exponentul x se determină măsurînd pe $t8/5$ la sudare cu energia E cunoscută.

Cercetarea s-a efectuat pe un oţel OL37, a cărui compoziţie chimică a fost : 0,19%C ; 0,62%Mn ; 0,25%Si ; 0,005%P ; 0,023%S şi 0,025%V.

S-au studiat table cu dimensiunile : 420 × 130 × 20 mm, avînd duritatea de 146 $HV10$. Structura oţelului este prezentată în figura 1 (× 100) şi este ferito-perlitică, caracteristică oţelului OL37.

S-au efectuat depuneri pe plăci cu procedeul de sudare sub flux SF, folosind sîrma de sudare S10 şi fluxul FSM37. Tehnologia sudării a fost :

$$I_s = 650 \pm 10\ \mathrm{A}; \quad U_a = 30 \pm 1\ \mathrm{V};$$

$$V_s = 10 \pm 0{,}5\ \mathrm{cm/min}; \quad d_e = 3{,}25\ \mathrm{mm};$$

$$E = 117\ \mathrm{kJ/cm} \qquad (6)$$

În timpul sudării s-au înregistrat variaţiile temperaturii ϑ în ZIT cu termocupluri Pt—Pt. Rh amplasate la 40 mm de axa cusăturii. Schema de măsurare a temperaturii (fig. 2) conţine un amplificator pentru semnalul electric dat de termocuplu, înregistrat magnetic cu

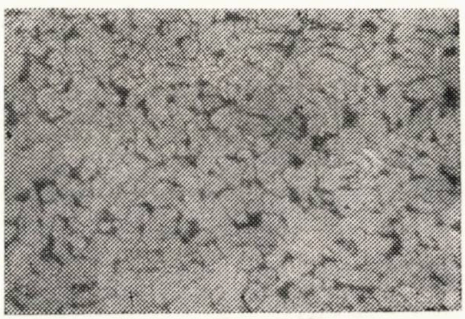


Fig. 1. Structura metalului de bază, × 100

frecvenţe modulate. Semnalul este filtrat şi intră într-un convertor analog-digital, care îl trimite în calculator. Se obţine ciclul termic prezentat în figura 3, cu care se măsoară $t\,8/5$. În cazul considerat, $t\,8/5 = 150$ s.

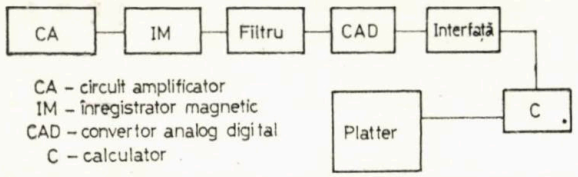


Fig. 2. Curba de etalonare a termocuplului cu care s-a înregistrat temperatura în funcţie de timp

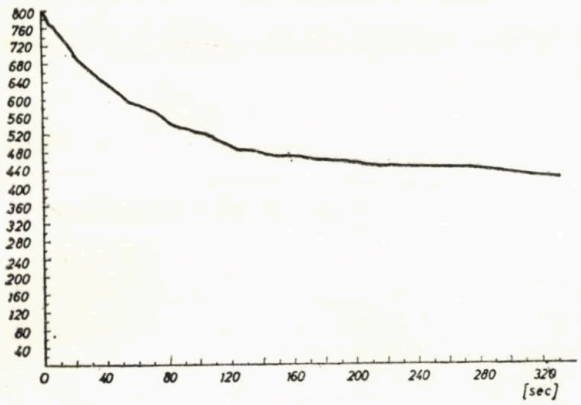


Fig. 3. Schema bloc de măsurare a temperaturii ν în funcţie de timpul t

S-au făcut măsurători ale durităţii maxime HM din ZIT pe patru table cu 10 secţiuni fiecare, obţinîndu-se valorile din tabel. În tabel sînt calculate valorile medii pentru HM pe fiecare tablă şi limitele intervalului de confidenţă cu încrederea $\gamma = 0{,}95$. Se vede că duritatea maximă HM din ZIT calculată cu relaţia (2) se plasează în toate intervalele de confidenţă a mediilor. Valorile lui Pcm şi X calculate sînt :

$$Pcm = 0{,}2318 \quad X = 3{,}4477 \tag{7}$$

şi ele dau pentru HM calculat :

$$HMc = 152{,}72\ HV10 \tag{8}$$

S-a folosit relaţia (5) pentru a calcula pe x, care la sudare fără preîncălzire a dus la valoarea :

$$x = 0{,}98 \tag{9}$$

Relaţia (5) se scrie, pentru cazul considerat, astfel :

$$t8/5 = \frac{900}{(600 - \vartheta_{pr})^{0,98}}\, E^{(0{,}94 + 0{,}0007\,\vartheta_{pr})} \tag{10}$$

Această relaţie permite calculare lui $t8/5$ în orice situaţie. Avînd pe $t8/5$ se creează posibilitatea să se prevină durităţile maxime HM din ZIT pentru orice tehnologie de sudare a oţelului OL37. Cîteva exemple vor ilustra importanţa metodei elaborate.

Exemplul 1 : Să se calculeze HM la sudarea fără preîncălzire a oţelului OL37 cu energiile la sudare de 20, 50 şi 75 kJ/cm.

Se calculează valorile lui $t\,8/5$ cu relaţia (10), în care $\vartheta_{pr} = 0$ şi E iau pe rînd valorile arătate. Se obţine :

$$\begin{aligned} t\,8/5(20) &= 28{,}4855 \text{ s} \\ t\,8/5(50) &= 67{,}4042 \text{ s} \\ t\,8/5(75) &= 98{,}6762 \text{ s} \end{aligned} \tag{11}$$

Se calculează HM cu relaţia (2) şi se obţin :

$$\begin{aligned} HM(20) &= 188{,}0 \\ HM(50) &= 166{,}6 \\ HM(75) &= 160{,}4 \end{aligned} \tag{12}$$

Exemplul 2 : Să se calculeze temperatura de preîncălzire ϑ_{pr} astfel ca, sudînd cu $E = 50$ kJ/cm, HM să aibă valoarea de 152,72 $HV10$, obţinută cînd s-a sudat cu $E = 117$ kJ/cm.

Se ştie că duritatea de 152,72 $HV10$ s-a obţinut sudînd cu $E = 117$ kJ/cm, fără preîncălzire. În aceste condiţii $t\,8/5$ a fost de 150 s.

Durităţile maxime HM, în $HV10$, determinate experimental

Proba nr.	Măsurătorile în punctele										media $\overline{HM}$ intervale de confidenţă
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
1	150	143	139	158	152	142	147	146	145	145	$\overset{146,2}{158,8 \quad 133,5}$
2	143	145	143	146	155	151	155	152	160	153	$\overset{150,3}{171,8 \quad 128,8}$
3	160	148	146	147	151	146	148	150	151	155	$\overset{150,2}{159,4 \quad 141,0}$
4	143	158	144	157	148	155	148	148	155	157	$\overset{151,2}{172,5 \quad 129,8}$

Se înlocuiesc datele în relația (10) și se obține :

$$150 = \frac{900}{(600 - \vartheta_{pr})^{0,98}} 50^{(0,94+0,0007\,\vartheta_{pr})} \quad (13)$$

Relația se transformă în ecuația :

$$(600 - \vartheta_{pr})^{0,98} = 237,2376\ 50^{0,0007\,\vartheta_{pr}} \quad (14)$$

care are o singură necunoscută ϑ_{pr}. Ecuația se rezolvă grafic și se obține :

$$\vartheta_{pr} = 172,5°C \quad (15)$$

S-a elaborat o metodă de calcul al durității maxime *HM* din ZIT pentru oțeluri nealiate, slab și mediu aliate. Se pot realiza optimizări între energia la sudare și temperatura de preîncălzire astfel încît să se minimizeze fie costurile, fie consumurile de energie.

BIBLIOGRAFIE

[1] Vuik J., *The effects of carbon on weld metal microstructure and properties.* Doc IIS/IIW-IX-1375-85.

[2] Düren C., *Equations for the prediction of cold cracking resistance.* Doc. IIS/IIW-IX-1356-85.

[3] Nakao Y., *Study on reheat cracking of Ni base superalloy.* Doc. IIS/IIW-IX-1347-85.

[4] Gill, T. P. S., Padmanabhav K. A., *Microstructural changes during thermal ageing of type 319 stainless steel weld deposit.* Doc. IIS/IIW-II-1048-85.

REVISTA REVISTELOR

Giesserei, R.F.G., nr. 14—15, 1986

Experiența acumulată în elaborarea oțelului în cuptorul de retopire primară cu plasmă, cu curent continuu, de 45 t, p. 427 — Degazarea sub vid parțial — un nou procedeu pentru rafinarea topiturilor de aluminiu, p. 432 — Utilizarea cuptoarelor pentru topire, menținere la cald și turnare, fără creuzet, încălzite cu combustibil, din turnătoriile sub presiune pentru aluminiu, p. 436 — Sinteză bibliografică anuală asupra cubiloului (urmare 23), p. 448.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 7, 1986

Încercări experimentale privind introducerea manuală a miezurilor, p.203 — Rezolvarea cu ajutorul calculatorului a problemelor tehnico-științifice ale construcției mașinilor de miezuire pneumatice, p. 206 — Planificarea rațională a locurilor de tăiere, sistemele de alimentare și maselotare, p. 210 — Utilizarea calculatoarelor de birou pentru controlul procesului de producție din secțiile de turnare, p. 212 — Tendințele de dezvoltare ale turnătoriilor din R.D.G. și consecințele pentru elaborarea sarcinilor de lucru, ca și pentru calificarea muncitorilor, p. 215 — Soluții pentru utilizarea economică a materialelor, prin utilizarea elementelor de construcție turnate, p. 218 — Optimizarea compoziției chimice și a tratamentului termic al pieselor turnate din oțel aliate cu mangan, utilizate în domeniul temperaturilor joase, p. 220 — Comitetul internațional al Asociațiilor tehnice ale turnătorilor, p. 224 — Noutăți din revista Liteinoe Proizvodstvo, p. 226 — Congrese, p. 228 — Informații de la Societatea științifică de mine și metalurgie, p. 231 — Extrase din diferite reviste tehnice, p. 232 — Știri, p. 232.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 7, 1986

Cercetarea comportării cărbunilor de Meriungrinsk în șarjele penru cocsificare, p. 6 — Influența componentei nevolatile lichide a cărbunelui asupra calității cocsului, p. 9—Determinarea roentgenoradiometrică a conținutului de fier din cărbuni, p. 11 — Influența densității încărcăturii asupra proprietăților mecanice ale cocsului metalurgic, p. 15 — Încercări de alunecare și de compresiune ale încărcăturii de cărbune cu lianți pentru brichetare parțială, p. 18 — Factorii care determină pierderile de cocs în instalațiile de stingere uscată a cocsului, p. 22 — Experiența de optimizare a compoziției încărcăturii pentru producția de cocs de turnătorie, p. 23 — Utilizarea rocilor de shungit în locul unei cantități de cocs la elaborarea feroaliajelor, p. 26 — Condensarea reziduurilor de rafinare cu amestec de formalină și acetaldehidă, p. 28 — Obținerea gudronului de extracție prin utilizarea sistemului de solvenți fenol-apă, p. 30 — Spectrele infraroșii ale gudronului de huilă și ale fracției sale, p. 32 — Obținerea componenților de sinterizare din cărbune brun, prin metoda extracției la temperatură înaltă, p. 37 — Metodă metrică complexă de determinare a carbonatului de sodiu în soluție regenerată de hidroxid de sodiu, p. 39 — Determinarea procentului masic de naftalină în uleiul de absorbție, p. 42 — Cauzele colmatării armăturilor de evacuare a gazelor din cuptoarele bateriilor de cocsificare, p. 44 — Dezvoltarea tehnologiei de îmbogățire a cărbunelui în Marea Britanie, p. 57 — Menținerea în mediu de argon a cărbunelui cocsificabil, p. 58 — Industria cărbunelui din S.U.A. Perspective de utilizare a cărbunilor, p. 59.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 7, 1986

Funcționarea termică a sistemului de răcire al furnalului de 5 000 m³, p. 24 — Șlefuirea cu diamant a suprafețelor de contact încărcate la piesele aparatelor de încărcat de la furnale, p. 26 — Producția de oțel Sv-09G2ST, p. 30 — Elaborarea oțelului pentru rulmenți în cuptoare electrice de 100 t, fără îndepărtarea zgurei oxidante, p. 31 — Reglarea alimentării masei-torcret pentru torcretarea cu flacără a agregatelor metalurgice, p. 33 — Micșorarea permeabilității la metal a pragurilor false ale ușilor de încărcare la cuptoarele Martin, p. 34 — Asimilarea producției și livrărilor de tablă cu toleranțe negative, p. 36 — Perfecționarea tehnologiei de pregătire a semifabricatelor în producția de bandaje laminate, p. 37 — Laminor perforator cu cilindri tip ciupercă în componența unui agregat cu laminor automat, p. 38 — Tragerea țevilor profilate, prin utilizarea materialelor cu role, p. 40 — Dispozitiv de măsurare pentru dimensiunile secțiunii profilelor fasonate, p. 40 — Modalitatea repartizării beneficiului pentru întreprinderile Mincermet care lucrează în noile condiții de gospodărire, p. 42— Estimarea economică a desulfurării avansate a fontei pentru producția de țevi la uzina Svobodnii Sokol, p. 43.

Posibilităţi noi în alierea fontelor şi oţelurilor

Prof. dr. ing. Silvia Vacu,
dr. ing. V. Brabie, ing. G. Neagu,
ing. Maria Nicolae
Institutul politehnic-Bucureşti
Ing. C. Bolanglu, ing. R. Aneuţ
C. M. Tulcea

CZ: 669.15–196 ; 669.15–194

Premise teoretice

Necesitatea economisirii energiei şi a elementelor de aliere, corelată cu cerinţele din ce în ce mai severe privind calitatea oţelurilor şi fontelor (puritate, omogenitate chimică şi structurală), a determinat cercetări pentru găsirea de noi tehnologii în domeniul oţelurilor şi fontelor de a doua fuziune, precum şi în domeniul elaborării materialelor metalice ajutătoare, cum sînt feroaliajele pentru dezoxidarea, purificarea şi alierea oţelurilor şi fontelor.

Pornind de la procesele principale de obţinere a elementelor de aliere sub formă de feroaliaje, care sînt procese de reducere (cu carbon, siliciu, aluminiu, calciu) [1], şi pe baza caracteristicilor băilor metalice de la elaborarea oţelurilor şi fontelor, apare posibilitatea transferării proceselor de reducere-aliere, care necesită două cicluri de fabricaţie (elaborare de feroaliaje — alierea oţelurilor, respectiv a fontelor), la un singur ciclu : alierea directă utilizînd oxizii.

Băile metalice la elaborarea oţelurilor şi fontelor conţin întotdeauna carbon şi siliciu, deci principalele elemente reducătoare la producerea feroaliajelor.

Condiţiile termodinamice pentru reducerea oxizilor principalelor elemente de aliere (Cr, W, Mo, Mn, Ni, V) sînt date în tabelul 1.

Compararea entalpiilor libere de reducere a oxizilor cu carbon la temperatura de elaborare a oţelului sau fontelor arată că aceasta se poate produce uşor la oxizii de nichel, molibden, wolfram, vanadiu şi mangan, dar că şi oxizii de crom şi siliciu se reduc în anumite condiţii.

Determinarea condiţiilor de reducere necesită luarea în considerare şi a coeficienţilor de interacţiune a elementelor în oţelul lichid la 1 600°C (tab. 2), care permit stabilirea relaţiilor de echilibru dintre carbon şi diferitele elemente din fontă.

Calculul echilibrului dintre carbon şi crom şi carbon şi wolfram este dat în continuare.

Reacţia de reducere a oxidului de crom cu carbon se poate scrie astfel :

$$Cr_2O_3\ (s) + 3\ [C] = 2\ [Cr] + 3\ CO\ (g)$$
$$\Delta G^\circ = 183\,610 - 116{,}96\ T \qquad (1)$$

Tabelul 1

Reacţia	Entalpia liberă (cal), ΔG°	Temperatura de început a reacţiei, K(°C)	Căldura de dizolvare la 1 600° C cal/mol
$Cr_2O_{3(S)} + 3C = 2Cr + 3\ CO_{(g)}$	183 610 – 116,96 T	1 569,8 (1296,8)	$Cr_{(e)}$ — 16 875,7
$WO_{3(S)} + 3\ C = W + 3\ CO_{(g)}$	90 770 – 151,46 T	599,3 (326,3)	$W_{(S)}$ — 17 098,2
$MoO_{3(e)} + 3\ C = Mo + 3\ CO_{(g)}$	72 450 – 89,02 T	813,8 (540,8)	$Mo_{(S)}$ — 19 110,9
$MnO_{(S)} + C = Mn + CO_{(g)}$	65 500 – 41,21 T	1 589,4 (1316,4)	$Mn_{(e)}$ — 17 063,03
$NiO_{(S)} + C = Ni + CO_{(g)}$	25 510 – 42,28 T	603,3 (330,3)	$Ni_{(e)}$ — 17 250,33
$V_2O_{5(S)} + 5\ C = V + 5\ CO_{(g)}$	182 550 – 147,36 T	1 238,8 (965,8)	$V_{(S)}$ — 17 147,5
$SiO_{2(S)} + 2\ C = Si + 2\ CO_{(g)}$	125 560 – 74,96 T	1 675,0 (1402,0)	$Si_{(e)}$ — 39 906,57

Tabelul 2

Coeficienţii de interacţiune e_j^i

i \ J	C	Cr	Mn	Mo	Ni	Si	W
C	0,19	–0,024	–0,002	–0,009	0,012	0,106	–0,003
Cr	–0,118	0,024	—	0,002	–0,009	0,023	—
Mn	–0,09	—	–0,0027	—	—	0,546	—
Mo	–0,102	—	—	—	—	—	—
Ni	0,042	–0,011	—	—	0,0021	—	—
Si	0,24	—	0,281	—	—	0,112	—
W	–0,108	—	—	—	—	—	—
V	–0,174	—	—	—	—	—	—

Pornind de la variaţia entalpiei cu temperatura se poate stabili pentru reacţia (1), presupunînd $P_{CO} = 1$ şi $a_{Cr_2O_3} = 1$:

$$\Delta G^\circ = 183\,610 - 116{,}96\,T = -RT \ln K_p =$$

$$= -RT \ln \frac{a_{Cr}^2 P_{CO}^3}{a_{Cr_2O_3} a_C^3} = RT \ln \frac{a_{Cr}^2}{a_C^3} \qquad (2)$$

Activitatea termodinamică pentru soluţiile diluate se poate calcula cu ajutorul relaţiei :

$$a_i = f_i[\%i] \qquad (3)$$

În topiturile multicomponente activitatea termodinamică a unuia dintre componenţi este influenţată de prezenţa celorlalţi componenţi ai topiturii.

Evaluarea calitativă a acestei influenţe este dată de relaţia frecvent utilizată pentru aliajele slab şi mediu aliate :

$$\log a_i = \log (f_i[\%\,i]) = \Sigma\, e_i^j[\%\,j] + \log[\%\,i] \qquad (4)$$

Coeficienţii de interacţiune se determină pe cale experimentală sau se pot calcula cu ajutorul unor date termodinamice corespunzătoare.

În cazul studiat, variaţiile logaritmice ale activităţii cromului şi carbonului se pot scrie după cum urmează :

$$\log a_{Cr} = \log f_{Cr}[\%\,Cr] = e_{Cr}^{Cr}[\%\,Cr] +$$

$$+ e_{Cr}^{C}[\%\,C] + \log[\%\,Cr] \qquad (5)$$

$$\log a_C = \log f_C[\%\,C] = e_C^C[\%\,C] +$$

$$+ e_C^{Cr}[\%\,Cr] + \log[\%\,C] \qquad (6)$$

Folosind coeficienţii de interacţiune din tabelul (2) se poate stabili variaţia constantei de echilibru cu temperatura, ţinînd seamă de relaţia (2) astfel :

$$\log K_p = \log \frac{a_{Cr}^2}{a_C^3} = -\frac{\Delta G^\circ}{RT\,2{,}303} = 2 \log a_{Cr} -$$

$$- 3 \log a_C = -\frac{183610}{RT\,2{,}303} + \frac{116{,}96}{R\,2{,}303} \qquad (7)$$

Deci :

$$\log K_p = 2\,\{0{,}024\,[\%\,Cr] - 0{,}118\,[\%\,C] +$$

$$+ \log[\%\,Cr]\} - 3\,\{0{,}19\,[\%\,C] -$$

$$- 0{,}024\,[\%\,Cr] + \log[\%\,C]\}$$

$$\log K_p = 0{,}048\,[\%\,Cr] + 0{,}072\,[\%\,Cr] -$$

$$- 0{,}236\,[\%\,C] - 0{,}57\,[\%\,C] + 2 \log[\%\,Cr]$$

$$- 3 \log[\%\,C]$$

$$\log K_p = 0{,}12\,[\%\,Cr] - 0{,}806\,[\%\,C] +$$

$$2\log[\%\,Cr] - 3 \log[\%\,C] = -\frac{40177}{T} + 25{,}59 \qquad (8)$$

Reacţia de reducere a oxidului de wolfram cu carbon este :

$$WO_3\,(s) + 3\,[C] = [W] + 3\,CO\,(g)$$

$$\Delta G^\circ = 90770 - 151{,}46\,T \qquad (9)$$

Urmînd acelaşi raţionament ca şi la reducerea oxidului de crom cu carbon se obţine :

$$\Delta G^\circ = -RT \ln K_p = -RT \ln \frac{a_W}{a_C^3} \qquad (10)$$

în condiţiile în care $P_{CO} \approx 10^5$ N/m^2 şi $a_{WO_3} = 1$

Ştiind că :

$$\log K_p = \log \frac{a_W}{a_C^3} = \log a_W - 3 \log C =$$

$$= -\frac{\Delta G^\circ}{RT\,2{,}303} = -\frac{90770}{RT\,2{,}303} + \frac{151{,}46}{R\,2{,}303}$$

iar :

$$\log a_w = \log f_w[\%\,W] = e_w^w[\%\,W] +$$

$$+ e_w^C[\%\,C] + \log[\%\,W] \qquad (11)$$

$$\log a_C = \log f_C[\%\,C] = e_C^C[\%\,C] +$$

$$+ e_C^W[\%\,W] + \log[\%\,C] \qquad (12)$$

Înlocuind coeficienţii de interacţiune cu valorile lor din tabelul 2 se obţine :

$$\log K_p = -0{,}108\,[\%\,C] + \log[\%\,W] -$$

$$-3 \cdot 0{,}19[\%\,C] + 3 \cdot 0{,}003\,[\%\,W] - 3 \log[\%\,C]$$

$$\log K_p = -0{,}678[\%C] + 0{,}009[\%W] + \log[\%W] -$$

$$- 3 \log[\%C] = -\frac{19862{,}144}{T} + 33{,}14 \qquad (13)$$

Din considerentele termodinamice studiate, rezultă că reducerea diferiţilor oxizi metalici cu carbonul din fontă sau oţel este posibilă.

Relaţiile (8) şi (13) pot servi fie pentru stabilirea temperaturii de lucru necesare, cînd se cunoaşte concentraţia de carbon a fontei sau oţelului în vederea obţinerii unei anumite concentraţii de crom, respectiv wolfram în fontele sau oţelurile aliate, fie pentru a stabili concentraţiile elementelor de aliere din acestea la o anumită temperatură de lucru şi o concentraţie dată de carbon din fontă sau oţel.

Viteza de reacţie şi gradul de asimilare a elementelor depind de temperatură, de caracteristicile fizico-chimice ale oxizilor şi elementelor din topitura metalică, de caracteristicile cuptorului etc.

Încercări experimentale

Avînd la bază considerentele enunţate mai sus, s-a experimentat alierea cu wolfram a fontei utilizînd concentrat de scheelită ($CaWO_4$) cu puritate 96% (deci cu un conţinut de wolfram de 61,3%). Introducînd prin injecţie în decurs de două minute 185 g concentrat în cinci kg fontă topită într-un cuptor cu inducţie, compoziţia acesteia a variat (tab. 3).

Tabelul 3

Elementul, %	C	Si	W
Starea iniţială	3,94	1,24	—
1 min de injectare	3,75	0,82	1,37
2 min de injectare	3,67	0,54	2,25

Baia de fontă a fost injectată cu concentrat de wolfram, folosind drept gaz purtător argon cu puritate 99%, cu un debit de 0,4 m^3N/min, timp de două minute, consumîndu-se 185 grame concentrat.

Avînd în vedere că, la începutul suflării, o parte din siliciu s-a consumat prin oxidare cu oxigenul din argon, a rezultat că wolframul s-a redus în proporţie de 60% cu carbon şi de 40% cu siliciu.

Gradul de asimilare a wolframului a fost de:

$$\frac{0{,}1125}{0{,}185 \cdot 0{,}613} \cdot 100 = 99{,}2\%$$

Rezultatele obţinute la primele încercări arată că metoda de aliere a fontelor prin injectarea concentratului de wolfram are avantaje nete faţă de alierea prin intermediul feroaliajelor, atît în ceea ce priveşte asimilarea cît şi în ceea ce priveşte consumurile energetice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Vacu, S. ş.a. — *Elaborarea feroaliajelor*, Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1980.

[2] Dragomir, I. — *Teoria proceselor siderurgice*, Bucureşti, Editura didactică şi pedagogică, 1985.

[3] Conghlin, J. P. — *Contribution to the data on theoretical metallurgy*, S.U.A., XII, pag. 67—77, 1954,

[4] Fuwa, T. şi Chipman, I. În: AIME Trans., S.U.A., 1959, vol. 215, p. 708—716.

REVISTA REVISTELOR

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 7, 1986

Influenţa adaosurilor de oxizi asupra aglutinării produselor refractare corindonice, p. 4 — Studierea degradării termice a componenţilor acoperirii de protecţie pe bază de liant silicatofosfatic complex, p. 9 — Fragilitatea betoanelor corindonice, p. 12 — Determinarea prin absorbţie atomică a cromului din materialele refractare, p. 14 — Rezistenţa electrică a elementelor inelare ale încălzitoarelor tubulare din oxid, p. 16 — Asigurarea unui nivel optim de informaţie geologică la exploatările de suprafaţă ale substanţelor minerale utile, p. 19— Produse mulitocorindonice pentru bolţile cuptoarelor electrice, p. 22 — Şamotă din caolin din zăcămîntul Morzinsk, p. 25 — Epurarea de praf a gazelor de ardere de la cuptoarele de calcinare a minereurilor, cu electrofiltre centrifuge, p. 27 — Stivuitor automat pentru scoaterea produselor crude de pe presă şi stivuirea lor pe vagonetul de cuptor, p. 31 — Sistem de control şi reglare automată a regimului de funcţionare a cuptoarelor tunel, p. 34 — Cîmpul de temperatură al încălzitoarelor din materiale pe bază de oxizi, p. 39 — Polidispersia pulberii de torcre tare la calculul flăcării de torcretare, p. 41 — Utilizarea diferenţiată a materialelor refractare la cauperele furnalelor, p. 44 — Creşterea eficienţei utilizării materialelor refractare pentru turnarea oţelului prin închizătoare cu sertar, p. 50 — Rezistenţa la atacul zgurei a materialelor refractare pentru instalaţiile de vidare, p. 53 — Introducerea acordului global în organizarea muncii la Combinatul de produse refractare Velicoanadolsk, p. 56 — Reziduurile de carbon din corindon electrotopit, p. 58 — Mecanismul uzurii materialelor refractare cu conţinut de carbon, p. 59 — Instalaţii pentru pregătirea argilei cu utilizarea morilor cu talere şi cilindri şi a uscătoarelor, p. 61.

Dr. ing. M. Ienciu, dr. ing. P. Moldovan,
dr. ing. N. Panait și ing. Lidia Cristea
Institutul politehnic-București

Materiale compozite pe bază de aluminiu

CZ : 669—419 : 669.71

Materialele compozite metalice, realizate prin încorporarea unor componenți într-o matrice metalică, sînt materiale anizotrope cu proprietăți mecanice excepționale în direcții și plane bine definite. Ele reprezintă o categorie de materiale cu largi perspective de aplicare atît în construcția de mașini, cît și în domeniile de vîrf ale tehnicii moderne (aeronautică, cosmonautică, energetică nucleară) [1], [4].

În funcție de compoziție, aceste materiale au rezistență mare la fluaj, refractaritate ridicată, coeficient de frecare scăzut, densitate mică, secțiune redusă de captare a neutronilor etc.

Materialele compozite produse pînă în prezent au ca bază (matrice) aliajele de aluminiu și fac parte din două grupe distincte :

— metal (aliaj) — particule nemetalice disperse (Al_2O_3, SiC, Al_4C_3 etc.), cu densitate mică, refractaritate ridicată, duritate mare etc. ;

— metal (aliaj) — particule disperse de grafit, cu coeficient scăzut de frecare și prelucrabilitate prin așchiere foarte bună.

Cercetări privind elaborarea și proprietățile compozitelor AlSi12—SiC

Dintre tehnicile de elaborare a acestor compozite, cea adoptată constă în introducerea directă a particulelor de materiale nemetalice (Al_2O_3, SiC etc.) în aliajul topit, sub agitare intensă, urmată de turnare.

Dificultatea mare a acestei tehnici constă în retenția redusă a particulelor în matrice datorită umectării slabe a fazei lichide.

Prin agitare intensă a aliajului de aluminiu parțial solidificat (fracția de solid 0,4—0,45), s-a reușit introducerea unor cantități mari de pînă la 30% Al_2O_3 sau SiC în matrice.

Utilizarea metodei de agitare se bazează pe proprietățile de „thixotropie" a matricei : la întreruperea agitării viscozitatea crește foarte mult, iar la reluarea agitării topitura își recapătă fluiditatea.

Instalația de laborator în care s-au obținut compozitele cuprinde un cuptor electric cu rezistoare din sîrmă de kanthal cu Ø = 0,8 mm, un agitator electromagnetic cu ax flexibil, un termocuplu Pt—Pt.Rh pentru măsurarea temperaturii topiturii și un panou de comandă pentru reglarea automată a temperaturii.

În vederea obținerii compozitelor, s-au utilizat aliaje AlSi12 cu compoziția prezentată în tabelul 1, precum și carbură de siliciu pură, măcinată într-o moară cu bile și supusă analizei

Tabelul 1

Compoziția chimică a aliajului AlSi12

Norma	Simbolul	Compoziția chimică, %							
		Al	Si	Mo	Mn	Fe	Cu	Zn	Ti
STAS 201-59	AlSi12	rest	11—13,5	0,05	0,5	0,8	0,8	0,3	0,15

granulometrice pentru reținerea fracțiunilor cu dimensiuni medii de 90 μm și 120 μm utilizate în cadrul experimentărilor.

Aliajul AlSi12 se introduce într-un creuzet refractar, după topire supraîncălzindu-se la temperaturi de 720—850°C în funcție de procentul de carbură de siliciu introdus.

Înainte de introducerea carburii de siliciu, aliajul lichid se supune degazării prin barbotare cu argon de înaltă puritate.

După degazare, se agită baia metalică cu agitatorul mecanic la o turație variabilă (60—600 rot./min) și în conturul creat de agitator se adaugă treptat pulberea de carbură de siliciu.

Turnarea compozitelor s-a făcut, după o degazare prealabilă, în cochilă din fontă.

Din compozitele obținute s-au prelevat probe care au fost apoi supuse unor încercări mecanice.

Rezultatele obținute în cazul utilizării SiC în particulele cu Ø 90 la 120 μm, în proporție de 1—14%, indică durităților *HB* cuprinse între 109 și 146 ; R_m = 6,03—17,48 daN/mm² ; A = = 0,05—0,25% și R_c = 3,69—4,71 daN/mm².

Se observă că duritatea acestor compozite este deosebit de mare, mărindu-se cu creșterea procentului de pulbere nemetalică asimilată în matrice.

În microstructurile prezentate în figura 1 se evidențiază apariția carburii de siliciu în structura compozitei.

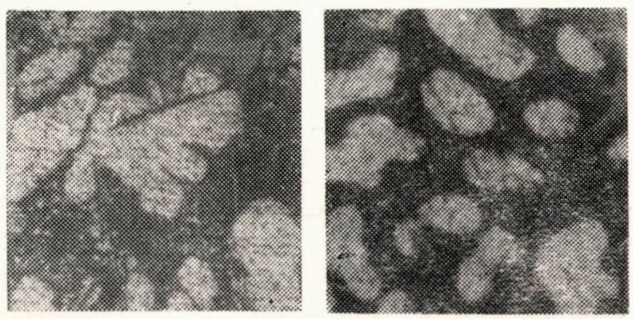


Fig. 1. Micrografii ale compozitelor AlSi12—SiC (mărire ×200) :
a) Ø90 μm, cu 1—6% SiC ;
b) Ø 120 μm , cu 2—10% SiC

Cercetări privind obținerea compozitelor Al Si 12—C (grafit)

Compozitele antifricțiune pe bază de aluminiu pot înlocui cu succes unele bronzuri la fabricarea diferitelor piese, datorită proprietăților antifricțiune bune. Ele sînt utilizate și la fabricarea cilindrilor pentru motoare cu ardere internă (aliaje Al—Si hipereutectice care conțin particule dispersate de grafit) și pentru fabricarea pistoanelor (aliaje Al—Si eutectice cu conținut de grafit).

Elaborarea compozitelor aluminiu-grafit prin topire și turnare obișnuită nu este posibilă practic, deoarece aluminiul nu este umectat de particulele de grafit decît la temperaturi de peste 1 100°C [2], [3].

Pentru a realiza încorporarea lubrifiantului solid (grafit) în topituri pe bază de aluminiu, particulele de grafit se acoperă cu nichel, cupru sau se iau măsuri de îmbunătățire a umectabilității grafit-topitură de aluminiu (adaosuri care micșorează tensiunea interfazică).

La elaborarea compozitelor pe bază de Al—Si cu grafit, o importanță deosebită o are influența retopirii și degazării asupra micșorării conținutului de grafit în topitură [1]. În acest context, nu se indică degazarea cu hexacloretan, cînd aproape toată cantitatea de grafit se separă din aliaj chiar după prima retopire. Bulele gazoase de $AlCl_3$ care se formează în topitură prin reacția C_2Cl_6 cu aluminiu lichid flotează particulele de grafit la suprafața topiturii.

S-au obținut compozite AlSi-grafit într-o instalație în care degazarea s-a făcut cu argon de puritate înaltă.

Tehnica de lucru este similară cu cea utilizată la obținerea compozitelor AlSi12—SiC sau AlSi12—Al_2O_3.

Compozitele cu grafit au fost obținute cu matrice din aliaj AlSi12 cu compoziția dată în tabelul 1, precum și cu matrice din aliaj AlSi18. Compoziția matricei este dată în tabelul 2.

Tabelul 2

Compoziția chimică admisibilă a aliajului AlSi18

Norma	Compoziția chimică, %						
	Al	Si	Cu	Mg	Cr	Fe	Ti
MAHLE 138	rest	18	0,8—1,2	0,7—1,2	0,4—0,6	0,8	0,2

S-a studiat influența diferitelor elemente asupra umectării și repartiției grafitului, precum și a dimensiunilor și a proporției de grafit asupra fluidității compozitelor Al—Si—grafit

În figura 2 se prezintă repartiția grafitului într-o matrice de aliaj AlSi18 în prezența și, respectiv, în absența magneziului utilizat ca agent de dispersare a grafitului și de creștere a gradului de umectare, precum și influența dimensiunii particulelor de grafit și a cantității introduse asupra uniformității repartiției acestuia.

Se observă o bună repartiție a grafitului cu dimensiunea de 200 μm și conținuturi de 4,5 și 6% în cazul introducerii magneziului sub 1%.

Pentru studiul metalografic, s-au prelevat probe din părțile superioară, medie și inferioară ale epruvetelor turnate în cochilă metalică din fontă.

În cazul matricei AlSi12, s-a măsurat fluiditatea compozitelor prin proba spirală, în funcție de dimensiunile particulelor de grafit și de cantitatea de grafit introdusă.

În cazul utilizării separărilor de grafit la dimensiuni cuprinse între 90 și 200 μm, în cantitate de 0 — 7%, fluiditatea compozitelor AlSi12—grafit variază între 460 și 120 mm.

Pentru cele mai bune fluidități ale probelor spirală, s-au pregătit probe metalografice din părțile de bază, medie și de capăt ale spiralelor (fig. 3).

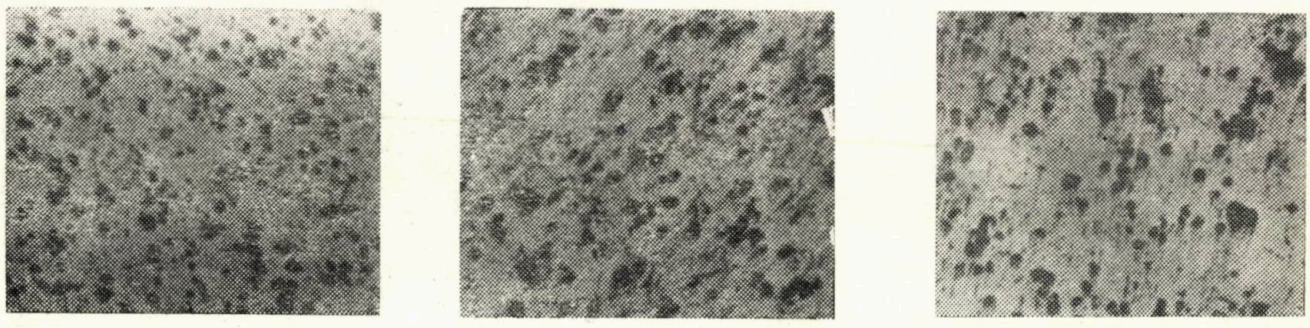
Viscozitatea compozitelor s-a calculat după relația lui Einstein modificată, valabilă la concentrații mai mari de particule (Ø25):

$$\eta_s = \eta_0 (1 + 2{,}5Ø + 10{,}52\, Ø^2) \qquad (1)$$

în care:

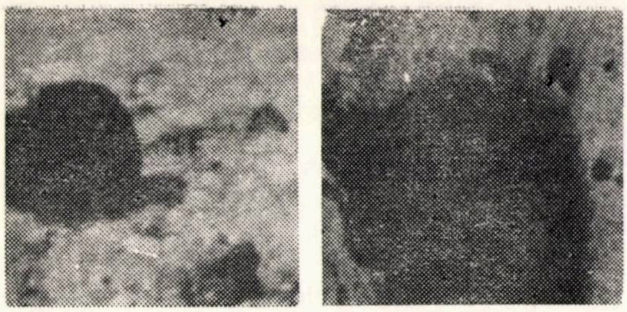
η_s este viscozitatea suspensiei, în $N.s.m^{-2}$;
η_0 — viscozitatea matricei (aliaj lichid) în care se face suspensia, $N.s.m^{-2}$;
Ø — fracția volumică a fazei dispersate.

În figura 4 se prezintă influența conținutului de grafit și a granulației acestuia asupra fluidității compozitelor.



a *b* *c*

Fig. 2. Micrografii ale compozitelor AlSi18 — grafit (mărire ×200):
a) Ø 150 μm, cu 4—6% grafit; *b*) Ø 90 μm, cu 4—6% grafit; *c*) Ø 200 μm, cu 4—6% grafit



a *b*

Fig. 3. Micrografii ale compozitelor AlSi12—grafit (mărire ×600):
a) Ø 120 μm, 5% grafit; *b*) Ø 200 μm, 5% cu grafit

Adăugarea particulelor de grafit în matricea AlSi12 duce la o scădere a fluidității, aceasta explicîndu-se printr-o creștere a viscozității topiturii (tab. 3) de la $1{,}4276 \cdot 10^{-3}$ N.s.m^{-2}, corespunzător cantității de 4% grafit la $1{,}59 \cdot 10^{-3}$N.s.m^{-2}, corespunzător cantității de 7% grafit.

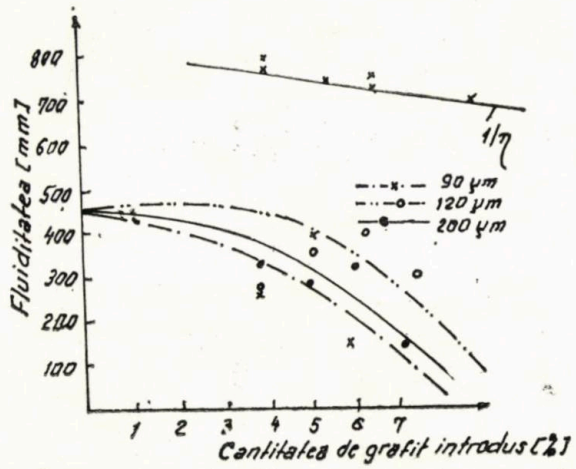


Fig. 4. Dependența fluidității compozitelor de granulația și dimensiunea particulelor de grafit

Tabelul 3

Influența conținutului de grafit asupra viscozității compozitelor AlSi12—grafit

Conținutul de grafit, %	Diametrul Ø, mm	η_s, N·s·m^{-2} · 10^3	η_s^{-1} N^{-1}s^{-1} m^2
4	0,0467	1,4276	700,47
5	0,0584	1,4805	675,44
6	0,0701	1,5369	650,66
7	0,0818	1,597	626,17

Pentru valori ale fracției volumice a grafitului Ø ≥ 0,0584, corespunzător cantității de 5% grafit, curba fluidității corespunde valorilor teoretice calculate ale curbei $1/\eta_s$.

Din reprezentarea grafică a fluidității măsurate cu proba spirală și a inversului viscozității ($1/\eta$) cu conținutul de grafit, se constată o alură asemănătoare a curbelor la un conținut mai mare de 5% grafit, condiții în care relația de calcul a viscozității este considerată concordînd bine cu datele experimentale.

Pentru același procent de grafit, fluiditatea este influențată de mărimea particulelor de grafit și de secțiunea din proba spirală.

La începutul probei spirală, grafitul este de dimensiuni mici, uniform distribuit.

Pe măsură ce aliajul începe să se răcească, grafitul este respins de topitură (matrice) și începe să se aglomereze.

La capătul probelor spirală, suprafețele aglomerate cresc, dar se observă și particule mai fine.

Scăderea fluidității măsurată cu proba spirală a compozitelor AlSi12—grafit se poate explica prin aglomerarea din ce în ce mai pronunțată a grafitului către sfîrșitul probei, datorită creșterii fracției de solid în matrice.

Concluzii

În cazul compozitelor AlSi12—SiC, duritatea maximă se obține la proporții mari de particule refractare, însă trebuie împiedicată aglomerarea particulelor prin utilizarea unor viteze cît mai mari de agitare.

Fluiditatea compozitelor cu SiC scade odată cu creșterea gradului de dispersie a acestor particule.

La compozitele AlSi18—grafit și AlSi12—grafit, particulele fine de grafit micșorează mai mult fluiditatea decît particulele de dimensiuni mari.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Buzatu, M. *Elaborarea și turnarea aliajelor neferoase speciale*. București, Editura didactică și pedagogică, 1985.

[2] Badia, R., Pai, P. C., Rohatgi, I. B. În: Metals Technology, Anglia, vol. 5, 1978.

[3] Pai, P. C., Rohatgi, I. B., Surappa, S.: În: Materials Science Engineering, S.U.A. vol. 21, 1975.

[4] Gâdea, Suzana și Petrescu, Maria: *Metalurgie fizică și studiul metalelor*, partea a II-a, București, Editura didactică și pedagogică, 1981.

Cercetări asupra bronzurilor complex aliate termociclate

Prof. dr. ing. M. Trușculescu
ing. L. R. Cucuruz
I. P. „Traian Vuia" — Timișoara

CZ : 669.356 :669.046

Bronzurile de aluminiu complex aliate cu fier și nichel sînt în atenția multor cercetători datorită proprietăților lor deosebit de interesante. În vederea reducerii conținutului de nichel, s-au întreprins o serie de investigații pentru a îmbunătății caracteristicile unui bronz de aluminiu cu 4% Ni și 4% Fe, încercînd o mare varietate de tratamente termice [4], [5]. Lucrarea de față prezintă rezultatele obținute în urma variantelor de termociclare.

Experimentări efectuate

Compoziția chimică nominală luată în considerare a fost cea corespunzătoare simbolului CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti, iar cea reală este redată în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziția chimică a bronzului de aluminiu CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti, determinată prin analiza chimică a produsului finit, %

Cu	Al	Fe	Ni	Mn	Ti
80,1	10,52	4,7	3,2	0,86	0,6

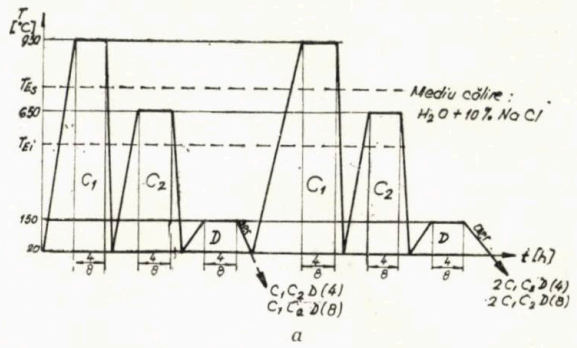
S-au folosit pentru experimentări semifabricate turnate (și cojite) Ø85×260 mm din care au fost confecționate probe de tracțiune M8/Ø 5,64 × 90 mm conform STAS 200-75, de reziliență 10 × 10 × 55 mm cu crestătură în V conform STAS 7511-80 și altele.

Tratamentul termic de termociclare constă din călire de la temperaturi peste limita superioară a transformării eutectoide, urmată de călire de la temperaturi cuprinse în intervalul transformării eutectoide și de detensionare la 150°C (fig. 1, *a*, *b*, *c*).

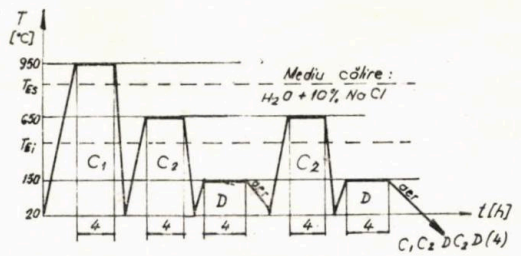
Corelînd datele analizei dilatometrice cu diagramele de echilibru pseudobinare cunoscute în literatura de specialitate [2], [3], în citogramele din figurile 1, *a*, *b*, *c*, s-a notat cu C_1 călirea din domeniul $\beta + \chi$, la limita domeniului monofazic β; cu C_2, o călire incompletă din domeniul $\alpha + \beta + \chi + \gamma_2$ și cu D, o revenire joasă. Se subliniază că operația tehnologică C_2 este o călire incompletă și nu o „revenire înaltă", așa cum se admite în lucrarea [1].

Influența tratamentelor termice de termociclare asupra structurii și proprietăților mecanice ale bronzului CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti

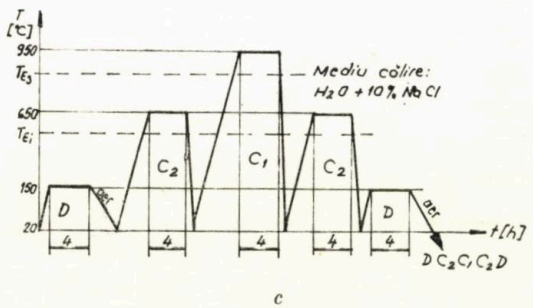
Se precizează că variantele de termociclare au fost studiate pentru a îmbunătăți proprietățile mecanice ale probelor turnate.



a



b



c

Fig. 1. Ciclograma variantelor de termociclare :
a — C_1C_2D (4) ; C_1C_2D (8) ; $2C_1C_2D$ (4) ; $2C_1C_2$(8) ;
b — $DC_2C_1C_2D$; *c*) — $C_1C_2DC_2D$ (4).

Structura de turnare a bronzului studiat se caracterizează prin existența unor dendrite mari de soluție solidă α în care apar fine precipitări ale fazei χ, dendrite ale fazei χ, un amestec mecanic eutectoid $\alpha + \gamma_2$ (+ χ) (fig. 2, *a*) și a fazei T.

Călirea C_1 duce la o structură martensitică $\beta' + \chi + \chi_{AR}$ (χ_{AR} — reprezintă dendrite nedizolvate ale fazei χ) iar reîncălzirea la 650°C duce la o transformare $\beta'_{950} \rightarrow \beta_{650} + \alpha + \chi(+\gamma_2)$, călirea de la 650°C duce tot la o structură aciculară cu α acicular separat în jurul martensitei β'_{650} și precipitări ale fazei χ. Revenirea joasă accentuează ușor separările fazei χ și coalescența acesteia. În figura 2 *a*, *b* se prezintă microstructura probei tratate $C_1C_2D(4)$. Acele soluției solide α sînt de culoare deschisă și conțin precipitări globulare ale fazei χ. Acele de culoare închisă sînt $\beta' + \chi(+\gamma_2)$.

dendritelor fazei χ odată cu creșterea duratelor de menținere. Se precizează însă că și la probele tratate în varianta $2C_1C_2D(8)$ se pot găsi zone mai bogate în faza χ, cu aspect de dendrite parțial dizolvate. Cu toate acestea, este evidentă creșterea gradului de dizolvare a dendritelor fazei χ odată cu creșterea duratelor de menținere.

Variantele de termociclare $C_1C_2D(4)$, (8) și $2C_1C_2D(4)$, (8) stimulează separări ale fazei χ și frînează apariția fazei γ_2 fragilizante. Această observație este confirmată și de valoarea proprietăților mecanice.

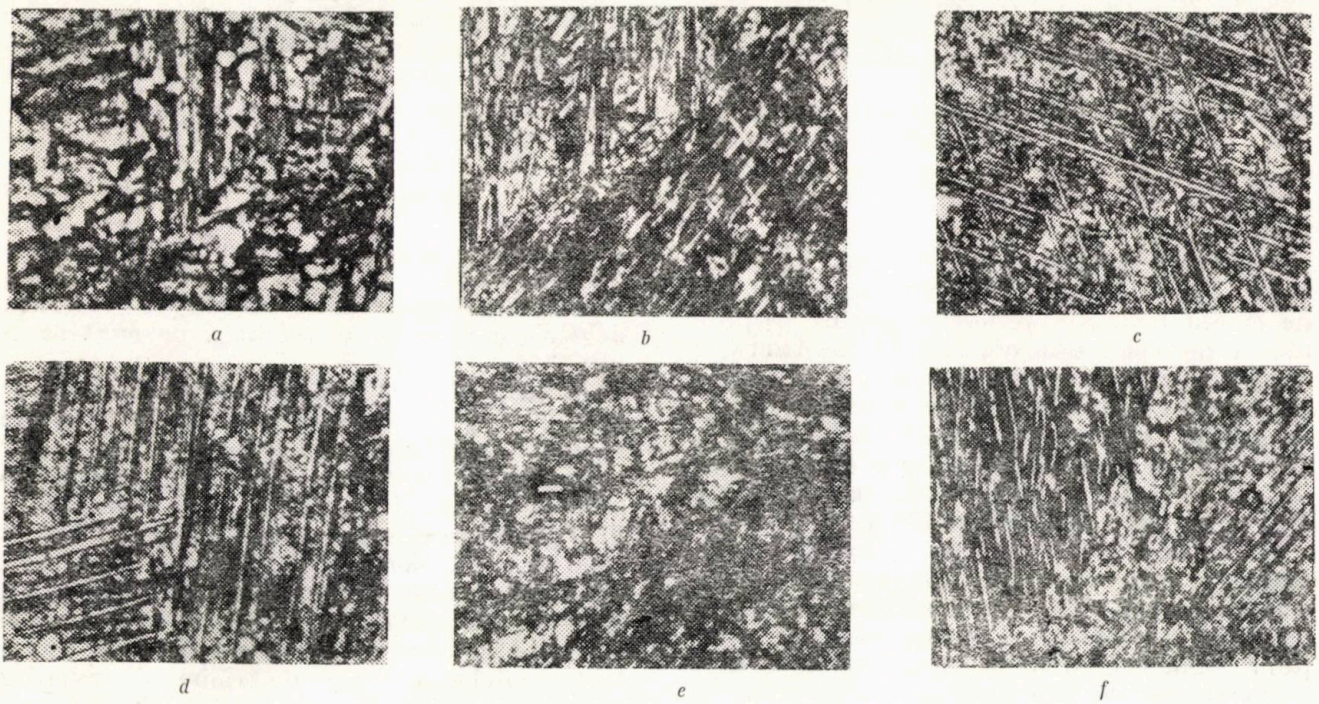


Fig. 2. Structura bronzurilor:
a — CuAl 10Fe 4 Ni 4 Mn 1Ti. Turnat M.O. × 500. Atac: $HNO_3 + CrO_3 + H_2O$;
b — turnat + $C_1C_2D(4)$. M.O. × 500;
c — turnat + $C_1C_2D(8)$. M.O. × 500;
d — turnat + $2C_1C_2D(8)$. M.O. × 500;
e — turnat + $DC_2C_1C_2D$. M.O. × 500;
f — turnat + $C_1C_2DC_2D$ (4). M.O. × 500

Creșterea duratelor de menținere, la varianta $C_1C_2D(8)$, duce la creșterea granulației și la apariția unor fine precipitări χ'' în α (fig. 2, *e*).

Repetarea ciclurilor duce la structuri similare în care se accentuează descompunerea acelor de martensită β' care prezintă în cele din urmă aspect troostitic (fig. 2, *d*). Termociclarea $2C_1C_2D(8)$ duce la granulația cea mai mare, dar constituenții structurali grosolani sînt soluția solidă α care începe să prezinte tendințe de poliedrizare și separări de cantități maxime de fază χ''. Faza χ apare sub formă de precipitări globulare mai mari decît la celelalte variante de termociclare. Martensita β'_{650} descompusă în $\alpha + \chi$ ($+\gamma_2$) are aspect troostitic (fig. 2, *e*).

În micrografiile prezentate nu s-a urmărit în mod special evidențierea dizolvării treptate ale

Varianta $DC_2C_1C_2D$ (fig. 1, *b*) duce la o structură asemănătoare dar cu caracterul acicular estompat și zone cu aspect de amestec mecanic $\alpha + \chi$ (fig. 2, *f*). Această variantă duce la accelerarea descompunerii martensitei β' fără ca fenomenele de coalescență să devină importante.

Varianta $C_1C_2DC_2D(4)$ (fig. 2, *f*) duce la o structură similară celei obținute prin varianta $C_1C_2D(4)$ (fig. 2, *b*) și este prezentată în figura 2, *f*.

Repetarea ciclului C_2D duce la mărirea cantității de precipitări de fază χ.

Se conchide că duratele mari de menținere la 950°C asigură dizolvarea aproape completă a dendritelor fazei χ, pe cînd duratele mari de menținere la 650 și 150°C duc la separări mai accentuate ale soluției solide α, la precipitarea

și coalescența fazei χ. Repetarea ciclurilor de tratamente termice duce la accentuarea acestor transformări. Variantele prezentate stimulează, în toate cazurile, separarea fazei χ și frînează apariția fazei γ_2.

Din analiza variantelor de termociclare se constată că prezintă un interes mai mare varianta $2C_1C_2D(8)$, care conferă bronzului caracteristici structurale mai bune.

Prezența fazei fragilizante γ_2 și a structurii dendritice explică proprietățile mecanice modeste care caracterizează starea turnată : R_m = 453 N/mm^2 ; $A_5 = 1{,}7\%$; $Z = 2\%$; $HB = 225$ daN/mm^2 ; $KV = 5$ J.

Față de aceste valori, termociclarea duce la creșterea atît a caracteristicilor de rezistență cît și a celor de plasticitate și tenacitate. Variațiile proprietăților mecanice în funcție de varianta de termociclare aplicată, cu variantele ordonate după duratele de menținere, sînt prezentate în tabelul 2.

Rezultă, deci, caracteristici de tracțiune foarte bune dar mai ales o tenacitate dublă față de starea netratată termic. Valoarea proprietăților mecanice este dependentă de transformările structurale care au avut loc și anume de gradul de dizolvare al dendritelor fazei χ, de gradul de descompunere al martensitei β', de cantitatea separărilor fazei χ și de gradul lor de coalescență. Caracteristicile de tracțiune R_m, A_5, Z au o variație similară, ceea ce demonstrează că se pleacă de la un material fragil. Gradul de dizolvare al dendritelor fazei χ are o influență indirectă prin modificarea cantității precipitărilor acesteia. Caracteristicile de tracțiune, însă, depind mult de gradul de coalescență al precipitărilor fazei χ. Astfel, varianta $C_1C_2D(8)$ se prezintă cu o cantitate mai mare de precipitări χ fine decît varianta $C_1C_2D(4)$. Coalescența fazei χ la varianta $2C_1C_2D(8)$ duce la creșterea puternică a caracteristicilor de plasticitate și a rezistenței la rupere.

Variantele $DC_2C_1C_2D$ și $C_1C_2DC_2D(4)$ se prezintă cu valori mai modeste din cauza numărului mare de precipitări fine care blochează dislocațiile.

Tenacitatea materialului pare a fi mai puternic influențată de gradul de dizolvare al dendritelor fazei χ și mai puțin de finețea precipitărilor fazei χ. Caracteristicile de tenacitate și de plasticitate nu par a fi semnificativ afectate de creșterea granulației pentru că constituentul structural grosolan este soluția solidă α. Proprietățile mecanice bune, în special cele de tenacitate, sînt o consecință a tratamentului de termociclare care frînează apariția fazei γ_2.

Variația durității este relativ mică în comparație cu dispersia valorilor experimentale. Se poate constata scăderea durității odată cu creșterea duratei de menținere, adică cu dizolvarea dendritelor fazei χ. Creșterea cantității și dimensiunilor precipitărilor fazei χ la varianta $2C_1C_2D(8)$ duce la o tendință de creștere a durității.

Se pare că duritatea este afectată de mărimea fazei χ într-o măsură mai mare decît de celelalte transformări structurale.

Încercările mecanice asociate cu analizele structurale atestă că varianta de termociclare $2C_1C_2D(8)$ este indicată ca tratament termic final al produselor turnate. Valorile caracteristicilor mecanice obținute în urma aplicării variantei $2C_1C_2D(8)$ au fost comparate cu cele obținute în stare turnată, respectiv în urma tratamentelor termice de călire și revenire clasice. Proprietățile mecanice obținute prin aplicarea variantei $2C_1C_2D(8)$ sînt superioare proprietăților obținute în urma aplicării variantelor clasice de tratament termic. Față de starea turnată se obțin creșteri relative ale lui R_m cu cca 40%, ale lui A_5 cu 280% ; ale lui Z de 4,9 ori și ale energiei de rupere de 2,3 ori, creșteri care sînt remarcabile și față de datele bibliografice. În concluzie, varianta $2C_1C_2D(8)$ este cea care duce la obținerea celor mai bune caracteristici mecanice și se recomandă ca tratament termic final aplicat pieselor turnate.

Tabelul 2

Proprietățile mecanice ale bronzului CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti în diverse variante de tratament termic

Varianta de tratament termic	Caracteristicile mecanice				
	R_m, N/mm^2	A_5, %	Z, %	KCV, J/cm^2	HB
$2C_1C_2D$ (8)	620 660	5	11,5	14	1 3
I C 950°C/1h/H_2O+ 10% NaCl ; R 400°C/4h/ aer	435	1,4	1,6	5	300
II C 950°C/1h/H_2O+ 10%NaCl ; R 550°C/4h/ aer	543	1,1	1,6	7,5	296
III C_1 950°C/1h/H_2O+ 10%NaCl $C_2$650°C/1h/ H_2O+10% NaCl	550	3	4,5	7,6	220
Turnat	453	1,7	2	6,2	225

Concluzii

Lucrarea de față reprezintă o componentă a unui vast program de încercări pentru determinarea proprietăților mecanice, chimice și tehnologice ale bronzului CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti în diverse stări de prelucrare termică, în corelație cu morfologia fazelor. În centrul atenției au stat variantele de termociclare, variante de tratament termic care au dus la bune caracteristici de tracțiune și mai ales la ameliorarea proprietăților de tenacitate. Aceste creșteri

sînt considerabile atît sub aspect relativ, cît și ca valoare absolută. Astfel, varianta de termociclare $2C_1C_2D(8)$ duce la $R_m = 620-660$ N/mm²; $A_5 = 5\%$; $Z = 11{,}5\%$; $KCV = 14$ J/cm²; $HB = 193$ daN/mm². Această variantă se recomandă ca tratament termic final aplicat produselor turnate din bronzul considerat.

BIBLIOGRAFIE

[1] Pagetti, Aimonev, L. *Les cupro-aluminiums au fer.* Corrosion, Traitments, Protection Finition, Franța, 19, 1971.

[2] Smithells, C. J. *Metals Reference Book.* Fifth Edition. London, Boston. Butterworth 1978.

[3] Sokolov N. N., Lazarenko S. P., Juravlev, V.I. — *Grebnie vinti iz alluminievoi bronzi.* Leningrad, Izdatelstvo Sudostroenie, 1971.

[4] Truşculescu, M., Cucuruz, L. R. *Posibilități de mărire a proprietăților mecanice a bronzurilor de aluminiu prin tratamente termice.* În: Simpozionul „Studiul metalelor și tratamentelor termice" Timișoara 11—12 dec., 1981, p. 284—290.

[5] Truşculescu, M., Cucuruz, L. R. *Influența tratamentului termic asupra comportării la uzură abrazivă a bronzurilor de aluminiu.* În: Simpozionul „Studiul metalelor și tratamentelor termice" Timișoara, 11—12 dec., 1981, pag. 423—428.

REVISTA REVISTELOR

Iz-VUZ. Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S., nr. 7, 1986

Interconexiunea dintre volumele molare de topituri binare de diferite tipuri cu diagramele lor de stare, p. 1 — Mecanismul formării structurii la cristalizarea rapidă a topiturilor, p. 6 — Modelarea matematică a creșterii zonei periferice a lingoului din oțel necalmat, p. 9 — Unele particularități ale termodinamicii reacțiilor chimice cu fază solidă, p. 12 — Problema eficienței separării fontei și zgurei, p. 14 — Metodologia determinării traiectoriei jetului de gaz natural în spațiul gurii de vînt al furnalului, p. 19— Problema cercetării stadiului de pregătire-transport a procesului de aglomerare, p. 23 — Cercetarea legităților cinetice de oxidare a adaosurilor de ferofosfor aliat în volumul topiturii, p. 28 — Interacțiunea fluxului bifazic cu topitura de fier-carbon, p. 33 — Factorii care determină frecvența optimă a pulsațiilor insuflării în convertizoarele cu oxigen, p. 37 — Formarea scoarțelor în lăncile convertizoarelor, p. 41 — Încălzirea prealabilă a încărcăturii cu arzătoare cu oxigen în cuptorul cu arc electric de topire cu plasmă a oțelului, p. 42 — Cercetarea proprietăților mecanice ale pastei de electrozi pe baza oxizilor de fier, în condițiile topirii cu reducere, p. 44 — Mecanismul formării defectului de tip „Corona", p. 48 — Ecuațiile principale ale teoriei plasticității la laminarea cu întindere, p. 51 — Aproximarea cîmpurilor de deplasare la deformarea plastică, p. 55— Modelul matematic al proprietăților mecanice și al rezervei de plasticitate a cuprului și a aliajelor cu cupru și zinc la laminarea la rece, p. 58 — Determinarea tensiunilor limită și a deformării la matrițare-alungire, p. 61 — Experiența profilării cilindrilor de sprijin fără abateri pe linia de laminare la cald 2500 din Combinatul metalurgic Magnitogorsk, p. 65 — Organizarea procesului de calcul în sistem conversațional de proiectare a proceselor tehnologice de prelucrare a metalului prin presiune, p. 68 — Determinarea parametrilor de conicitate a primilor cilindri intermediari ai laminorului 400 cu 20 de cilindri, p. 72 — Domeniu eficient de reglare a formei benzilor prin profilarea termică a cilindrilor, p. 76 — Perfecționarea construcției laminorului de rulare a zonei gîtuite a recipienților sferici, p. 78 — Cercetarea metodelor de reglare a profilului transversal al benzilor în caja cu patru cilindri, p. 82 — Alegerea profilului sectorului de lucru la laminarea periodică a benzilor cu secțiune constantă, p. 85 — Reglarea proceselor de formare a structurii în oțelurile martensitice îmbătrînibile de înaltă rezistență, supuse tratamentului termomecanic la temperaturi înalte, p. 88 — Influența recoacerii asupra proprietăților mecanice ale aliajelor eutectice BiMnBi cu structură direcționată, p. 94 — Influența aluminiului asupra tendinței oțelului cu conținut scăzut de carbon la creșterea grăuntelui austenitic la încălzire, p. 97 — Proprietățile acoperirilor din carbură de zirconiu la oțelurile de scule, p. 101 — Cercetarea oțelului H9VMFS la rezistența la contact-oboseală, p. 105 — Tratamentul termic al pieselor turnate în cochile din fontă de înaltă rezistență și proprietățile lui, p. 106 — Mecanismul modificării oțelului turnat prin procedeul Inmold, p. 110 — Influența cuprului asupra microsegregării siliciului în fontele de înaltă rezistență, p. 113 — Metodologia modelării imitaționale a metodei dinamice de control termoelectric al compoziției aliajelor, p. 116 — Cîmpurile de temperatură și viteză în cubiloul cu gaz, p. 119 — Cîmpul de temperatură al slebului la încălzirea lui cu menținere intermediare p. 123 — Metoda inginerească de calcul al corpurilor masive în condițiile schimbului termic prin radiație, p. 126 — Sisteme adaptive ale reglării numerice prin procesele recoacerii peletelor, p. 129 — Filtrele antischimbătoare în sistemele numerice de automatizare, p. 135 — Estimarea economică comparativă a diferitelor metode de obținere a pulberilor de fier, p. 142 — Determinarea eficienței economice a brigăzilor cu autogestiune în metalurgie, p. 145 — Curgerea cuprului pe aliajele niobiului, p. 148 — Proprietățile zgurelor la elaborarea oțelului din materie primă metalizată, p. 149 — Viscozitatea zgurelor sintetice cu conținut de zinc, p. 149 — Dependența randamentului substanțelor volatile din praf de cărbune, de viteza lui de încălzire p. 150 — Cercetările cauzelor neuniformității proprietăților termoelectrice ale sîrmei pentru termocupluri din metale greu fuzibile, p. 151 — Structura furnalului în apropierea suprafeței peliculelor subțiri cu anizotropie magnetică perpendiculară, p. 152 — Calculul transformărilor magnetice de fază în sistemul fier-nichel, p. 153 — Remagnetizarea aliajelor cu anizotropia cîmpurilor de împrăștiere, p. 154 — Descompunerea austenitei în oțelul deformat prin îndoire, p. 155 — Calculul schimbului de căldură în cuptorul rotativ, p. 156 — Controlul cîmpurilor de temperatură a corpurilor masive în perioada menținerii la temperatură constantă a cuptorului, p. 157.

O posibilitate de reducere a minereurilor de fier

Dr. ing. C. Stănăşilă şi
prof. dr. O. Stănăşilă
Institutul politehnic — Bucureşti

Furnalele sînt principalii consumatori de cocs, un combustibil scump şi deficitar. Necesarul de cocs poate fi diminuat prin atenuarea dezavantajelor furnalului şi prin perfecţionarea proceselor de schimb de căldură şi de masă, aferente producerii gazelor reducătoare şi reducerii oxizilor de fier.

O mare parte din cocsul ars în furnale participă numai la obţinerea „gazului de furnal", un combustibil relativ modest, a cărui producere nu este dorită, dar este inerentă tehnologiei folosite.

În articol se propune o tehnologie de producere a fontei din minereuri de fier, care elimină furnalul. Reducerea minereului şi topirea fontei (şi a zgurei) vor fi realizate cu orice combustibil, chiar şi cu cărbuni inferiori. Obţinerea fontei nu va mai fi însoţită de producerea de gaze combustibile.

Procesele vor fi controlate pe întregul parcurs, cu efecte tehnico-economice deosebit de favorabile.

Minereul de fier, în granule cu diametrele 10—25 mm, se introduce pe la partea superioară a instalaţiei de reducere şi coboară gravitaţional, printr-un spaţiu limitat de doi cilindri circulari-drepţi, verticali, coaxiali, realizaţi din cărămizi rezistente la abraziune, adecvate pentru atmosfera fierbinte (1 000°C), puternic reducătoare. Formele speciale ale cărămizilor permit ca în pereţi să se creeze goluri înclinate către umplutura de minereu, goluri prin care pot circula gaze, dar nu şi granule.

Într-o primă zonă, agentul termic încălzitor, constituit din gazele fierbinţi provenite din arderea completă, cu aer preîncălzit, a unui flux de gaze din zona a doua a instalaţiei, schimbă căldură cu minereul în două trepte de curent încrucişat, racordate în contracurent, asigurînd uscarea, decarbonatarea şi încălzirea la circa 1 000°C a granulelor. Gazele de ardere sînt evacuate în atmosferă, la 100°C (vara), fără componente combustibile.

În cea de a doua zonă, în care Fe_2O_3 şi Fe_3O_4 se reduc la FeO, minereul este răcit de la 1 000 la 650°C (550°C dacă gazul reducător ar fi numai CO, nu şi H_2). Această evoluţie surprinzătoare a temperaturii face posibilă o valorificare mai bună a conţinutului iniţial de CO (şi H_2) al gazului reducător, cu efecte tehnico-economice favorabile, rezultate din micşorarea fluxului volumic de gaze vehiculat prin instalaţie.

În zona a treia, minereul este încălzit de la 650 (550) la circa 1 000°C, cel mult pînă aproape de temperatura de înmuiere a granulelor, sub sarcina şi în starea la care au ajuns la partea de jos a instalaţiei. În cursul încălzirii, are loc şi reducerea FeO la Fe. Odată cu ridicarea temperaturii, cresc concentraţiile de echilibru ale CO şi H_2 (în $CO + CO_2$, respectiv în $H_2 + H_2O$) şi creşte intensitatea proceselor chimice de schimb masic. Pentru ca oxidarea gazelor necesare reducerii FeO la Fe să nu determine un excedent de căldură în zona a treia, o parte din aceste gaze, furnizate de gazogen la 1 000°C, se răcesc cu aer care, după încălzire, este folosit la gazogen (pentru uscarea cărbunelui inferior necesar producerii de gaze reducătoare).

În ultima zonă, a patra, dacă instalaţia este destinată producerii buretelui de fier, granulele sînt răcite de la 1000 la 80°C cu gaze recirculate, răcite cu aer care, după încălzire, este de asemenea folosit la uscarea cărbunelui. Dacă instalaţia este destinată producerii de fontă, atunci granulele de burete de fier coboară într-o cuvă în care se află fontă şi zgură topită, cu temperatura de circa 1 450°C, întreţinută prin ardere de C din fontă cu O_2 injectat pe la partea inferioară a cuvei. Topirea băii de fontă şi zgură la punerea în funcţiune a instalaţiei, ca şi acoperirea eventualului deficit al aportului termic al arderii C din fontă, se face electric (sau cu alte resurse, a căror analiză va fi făcută la detalierea instalaţiei de producere de fontă, dacă se va găsi un beneficiar care să o considere utilă).

Agentul puternic reducător, cu un balast gazos de circa 10 % (CO_2, H_2O şi N_2) este produs de o instalaţie de gazificare, constituită din patru corpuri: uscătorul de cărbune, încălzitorul de pietriş, gazogenul şi răcitorul de cenuşă.

Cărbunele inferior, cu granule sub 10 mm, se usucă parţial într-un uscător static, cilindric-vertical, cu căldură de la resursele secundare ale instalaţiei de gazificare (răcirea cenuşii) şi ale instalaţiei de reducere a minereului de fier. Dioxidul de carbon şi vaporii de apă, necesari pentru gazificarea carbonului din cărbune, provin de la instalaţia de reducere, de la care se recirculă fluxul de gaze folosit în procesele de reducere, diminuat cu fluxul consumat pentru încălzirea minereului şi a pietrişului; răcirea cu apă a cenuşii poate suplimenta disponibilul de abur destinat reacţiei $C + H_2O = CO + H_2$.

Gazificarea necesită un mare aport de căldură. Acest aport nu se asigură prin ardere (incompletă sau completă) de cărbune cu oxi-

gen tehnic sau cu oxigen din aer, ci prin răcirea între 1 200 și 850°C a unui debit de pietriș (circa 15 kg/kg cărbune) recirculat, reîncălzit de la 850 la 1 200°C și amestecat apoi cu cărbunele uscat parțial și încălzit la 100°C. Reîncălzirea pietrișului se face cu gaze fierbinți rezultate din arderea combustibilului gazos (din cel evacuat de la instalația de reducere sau chiar din cel produs de gazogen) într-un focar. Gospodăria de pietriș complică și scumpește tehnologia, dar într-o mică măsură în raport cu simplificarea și ieftinirea determinate de renunțarea la o fabrică de oxigen, mare consumator de energie electrică.

Schimbul de căldură și de masă se realizează în trepte de curent încrucișat, înseriate în contracurent, care permit intervențiile necesare optimizării proceselor. Gazificarea se face numai la temperaturi înalte, cu intensitate maximă a reacțiilor. Gazul obținut nu vine în contact cu cărbunele rece, evitîndu-se trecerea inerentă a unor părți din CO și H_2 în CO_2 și H_2O. Gazele fierbinți sînt filtrate de stratul cvasistaționar de cărbune. Bilanțurile termice și de masă locale prezintă variații mici față de cele globale.

În figura 1 se prezintă evoluția în funcție de temperatură a raporturilor $CO/(CO + CO_2)$ și $H_2/(H_2 + H_2O)$ iar în figura 2 — schema instalației de reducere a minereului (cu producere de burete de fier) și de gazificare a cărbunelui.

Instalația propusă asigură producerea buretelui de fier cu un grad de reducere de 96—97% (restul de 3—4% oxigen rămîne legat în FeO), cu un consum specific de 2 150—2 200 kcal/kg

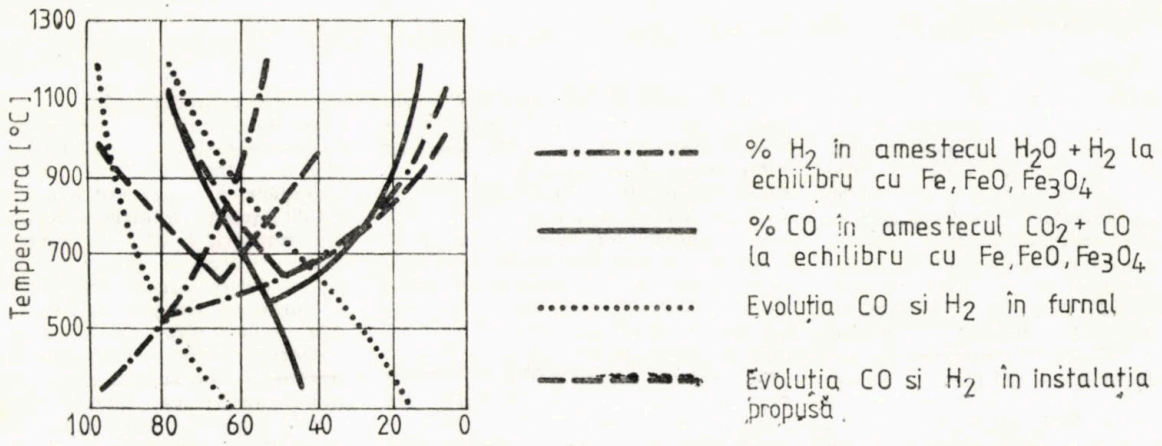


Fig. 1

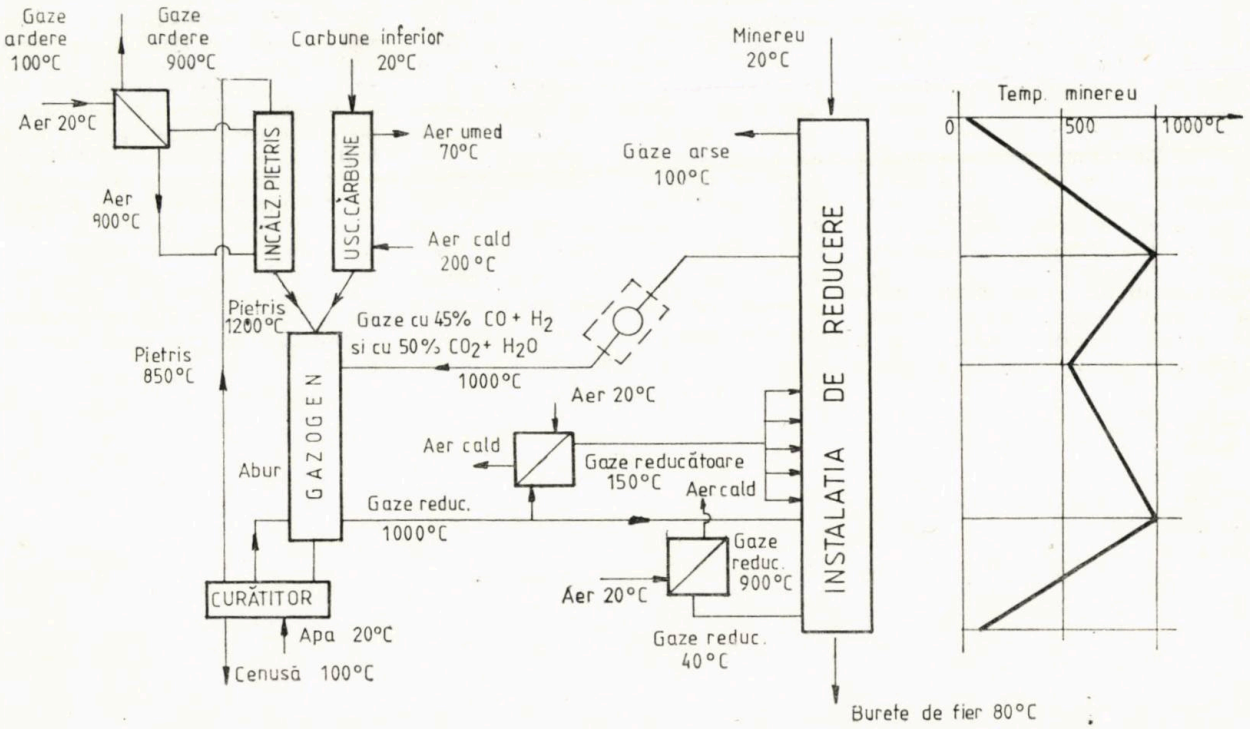


Fig. 2

Fe (în care se include și energia electrică, echivalentă cu 0,35 kgcc/kWh), egal cu 9,00—9,20 MJ/kg Fe; aproape întregul necesar de energie provine din cărbuni inferiori, valorificați cu un randament de 0,83—0,84. Cele mai bune realizări actuale consumă peste 3 500 kcal/kg Fe (= 14,65 MJ/kg Fe), cu randamente energetice globale comparabile cu cel realizat de instalația propusă, dar produc și gaze combustibile (de calitate slabă) și pretind numai combustibili superiori (cocs, metan, produse petroliere), energie electrică și (unele) oxigen.

Cînd se produce fontă topită, consumul specific al instalației propuse ajunge pînă la 2 600 kcal/kg fontă (= 10,90 MJ/kg fontă); totodată, principalul combustibil necesar este cărbunele inferior (de exemplu, cu putere calorică mai mică de 1 400 kcal/kg).

BIBLIOGRAFIE

[1] C. Stănășilă, O. Stănășilă — *Transfer de căldură în curent alternant* — Bul. I.PB., seria Metalurgie, XLVI, 1984 pag 8—13.

[2] I. Tripșa ș.a. — *Obținerea directă a fierului din minereu* — București, Ed. Tehnică, 1976.

REVISTA REVISTELOR

Stal U.R.S.S., nr. 7, 1986

Darea în funcțiune a complexului cuptorului nr. 1 din Combinatul electrometalurgic Oskolsk și asimilarea producției industriale de materie primă metalizată, p. 6 — Formarea proprietăților masei în vrac de materii prime de minereu de fier pentru furnal, p. 11 — Cercetarea regimului de temperatură al exploatării ramei de vagonet a mașinii de prăjire, p. 18 — Optimizarea procesului de turnare continuă a oțelului prin îmbunătățirea transmisiei de căldură în cristalizor, p. 20 — Îmbunătățirea suprafeței semifabricatului turnat continuu, prin optimizarea proprietăților amestecului de fondanți, p. 22 — Soluțiile tehnice principale ale sectorului de turnare continuă a oțelului din Combinatul electrometalurgic Oskolsk, p. 25 — Răcirea cu apă-aer a semifabricatelor turnate continuu la Combinatul metalurgic Azovstal, p. 28 — Îmbunătățirea calității țaglelor turnate continuu pentru țevi petroliere, p. 30 — Mecanismul îndepărtării incluziunilor nemetalice în cristalizor prin aducerea metalului sub nivel, p. 32 — Creșterea rezistenței mașinilor de turnare continuă și îmbunătățirea calității lingourilor, p. 34 — Analiza cauzelor formării fisurilor unghiulare în semifabricatele plate turnate continuu, p. 36. — Aspectele teoretice ale procedeelor de îmbunătățire a calității metalului, p. 39 — O nouă tehnologie în vederea economisirii resurselor la fabricarea feromanganului marca FMn 85UO 0,2, p. 40 — Problemele exploatării cilindrilor de laminor, p. 45 — Creșterea proprietăților de exploatare a cilindrilor laminoarelor degrosisoare și de semifabricate din Combinatul metalurgic Magnitogorsk, p. 48 — Creșterea rezistenței cilindrilor laminoarelor continue de profile la cald, p. 49 — Experiența creșterii proprietăților de exploatare ale cilindrilor cu crustă dură pentru laminoarele de benzi, p. 52 — Creșterea durabilității cilindrilor de sprijin încărcați prin sudură de la laminorul continuu de benzi la cald, p. 54 — Alegerea diferențiată a cilindrilor de lucru pentru laminoarele de benzi late, p. 57 — Rezistența cilindrilor de laminor, p. 58 — Determinarea eforturilor la profilare, p. 62 — Utilizarea efectului transformărilor fazice în procesul deformării oțelurilor carbon, la producția de țevi, p. 63 — Stabilirea lungimii optime a țaglelor pentru țevi, în stare de livrare, p. 67 — Asimilarea producției de cabluri nedesrăsucite alămite, pentru benzi de transport, p. 71 — Perfecționarea procesului de depunere a cuprului la alămirea sîrmei, p. 73 — Calibru unificat secționat pentru laminarea semifabricatelor rotunde, p. 75 — Accelerarea răcirii laminatelor — metodă eficientă de îmbunătățire a proprietăților oțelurilor slab aliate, p. 77 — Perfecționarea tehnologiei de tratament termic din caldul de laminare al oțelului în colaci pentru armături, p. 81 — Precizarea parametrilor călirii în volum a șinelor din oțeluri dezoxidate cu aliaj complex, p. 83 — Normarea compoziției chimice a roților de cale ferată, p. 85 — Controlul nedistructiv al proprietăților mecanice ale armăturilor de șine, p. 87 — Unele legități cinetice de reducere termică cu carbon a oxizilor molibdenului din concentrate de molibden, p. 88 — Abordare sistemică a studierii întreprinderii metalurgice cu ajutorul simulării pe calculatorul electronic, p. 93 — Sistemul automat de conducere a transportului uzinal — rezervă de creștere a eficienței producției metalurgice, p. 97 — Bazele metodice ale elaborării normativelor consumului specific de combustibil la cuptoarele-tunel de încălzire, p. 99 — Experiența proiectării sistemelor automate de conducere prin alimentarea cu energie electrică a Combinatului electrometalurgic Oskolsk, p. 103 — Perfecționarea curățării apelor reziduale rezultate din producerea de vanadiu, p. 106 — Elaborarea cataloagelor metrologice ale proceselor tehnologice, p. 107.

Conf. ing. Gh. Ailincăi,
dr. ing. I. Alexandru,
ing. V. Bulancea, ing. C. Baciu
Institutul politehnic—Iași

Tratamentul termic în domeniul criogenic, mijloc de reducere a consumului de materiale și a celui energetic în construcția de mașini

CZ : 621.78 : 66.012.3

Articolul prezintă cercetările referitoare la fabricarea sculelor din oțeluri înalt aliate, luîndu-se pentru exemplificare cazul oțelului rapid Rp5.

Aplicînd o gamă variată de tratamente termice, studiile efectuate s-au referit la o multitudine de aspecte cum sînt : influența coborîrii temperaturii în domeniul criogenic asupra cantității de austenită reziduală și a redistribuirii carburilor ; morfologia transformărilor la revenire după tratamentul criogenic ; redistribuirea elementelor de aliere între matrice și faza carburică, prin reveniri aplicate după tratamentul termic la temperaturi criogenice ; influența asupra cantității și distribuției fazei carburice pe grupe de dimensiuni ; evidențierea transformărilor structurale și determinarea temperaturii de sensibilizare a austenitei reziduale ; influența asupra proprietăților mecanice, termostabilității, proprietăților de așchiere, durabilității etc., căutîndu-se în final ciclul de tratament termic cel mai favorabil prin comparație cu tratamentul clasic de călire-revenire.

În susținerea temei propuse se face apel la durabilitatea sculelor așchietoare fabricate din oțel aliat cu molibden (Rp5) și tratate termic în diverse variante, incluzînd și răcire, sub zero grade Celsius, durabilitatea fiind o funcție complexă implicînd caracteristicile materialului(cantitate de faze, parametri de distribuție ai fazei de carburi, stare tensională etc.) și caracteristicile mecanice (duritate, rezistență la rupere, rezistență la uzare, rezilință), obținute atît prin aliere cît și prin prelucrare termică. Obținerea unei durabilități maxime este scopul oricărui tratament, iar criteriul durabilității constituie un criteriu sigur de apreciere a eficienței tratamentelor termice.

Pentru studiu s-a folosit un oțel Rp5, din șarjă industrială, avînd compoziția : 0,83% C ; 0,38% Mn ; 0,30% Si ; 4,1% Cr ; 5,1% Mo ; 6,3% W ; 1,92% V ; 0,022% P ; 0,018% S, din care s-au confecționat epruvete pentru determinarea elementelor structurale și a durității, precum și cuțite de strung pentru determinarea durabilității.

În figura 1 sînt redate ciclurile de tratament termic luate în discuție : ciclul clasic (varianta *A*-martor) și ciclul de tratament criogenic determinat ca fiind cel mai eficace (varianta *E*). Încălzirea pentru călire s-a făcut la temperatura de 1 220°C, în trei trepte, urmată de răcire în ulei ; la varianta *A* s-au aplicat apoi două reveniri de cîte o oră, iar la varianta *E* o răcire la —70°C de 10 minute și o revenire de o oră la 560°C.

Dintre caracteristicile de material și cele mecanice studiate se vor prezenta aspectele structurale, cantitățile de faze, durităților și în final rezistența la uzare în condiții de exploatare, care determină durabilitatea.

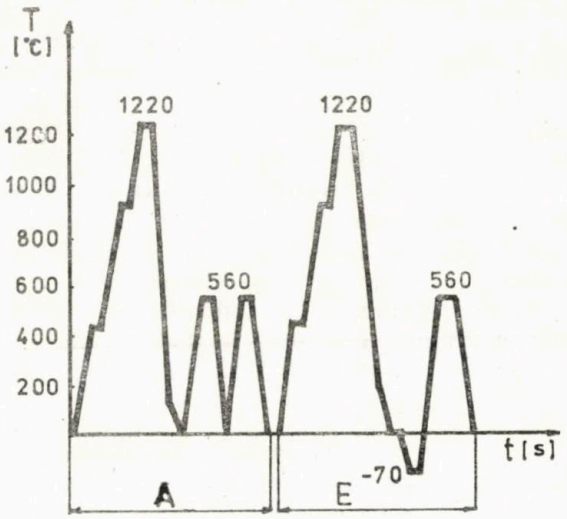
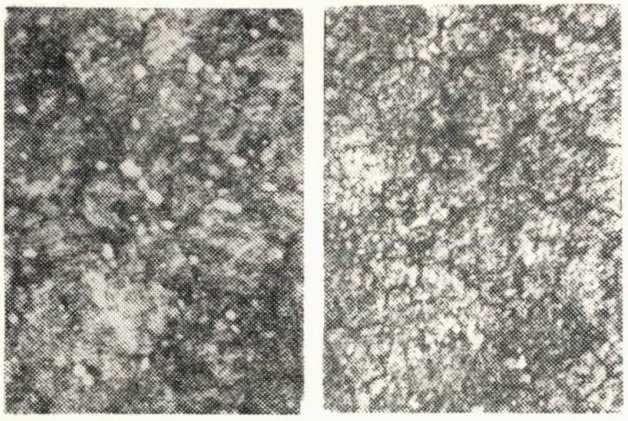


Fig. 1. Variante de tratament termic experimentate

Microstructura oțelului Rp5 tratat termic clasic (*A*) relevă o structură specifică de oțel rapid călit și revenit (fig. 2, *a*) formată din carburi primare și secundare, distribuite într-un cîmp de martensită aciculară de revenire și austenită reziduală, păstrîndu-se evidente limitele foștilor grăunți de austenită.

Microstructura oțelului rapid călit la —70°C și revenit la diverse temperaturi arată producerea unor transformări fazice (precipitări de carburi, transformarea cubică a martensitei tetragonale) care se dezvoltă pe măsura creșterii temperaturii de revenire și devin definitive la temperatura de 560°C (*E*), cînd structura este formată din martensită cubică, carburi în cantitate maximă, limitele grăunților rămînînd de asemenea clar reliefate (fig. 2, *b*).

Microstructural este evidentă deosebirea între structurile obținute în cele două variante de tratament, în varianta criogenică constatîndu-se o cantitate extrem de redusă de austenită reziduală și o cantitate sporită de marten-



a *b*

Fig. 2. Microstructura oțelului Rp5 : a) după călire și revenire, varianta clasică (A), 500 :1 ; b) după călire criogenică și revenire la 560°C, varianta E, 500 : 1

sită și de carburi precipitate, cu dimensiuni foarte mici.

Cantitățile de fază determinate (austenită reziduală-A ; martensită-M ; carburi-C) pentru cele două variante sînt cuprinse în tabelul 1, reliefîndu-se valori mult mai favorabile în cazul variantei E.

Durităţile determinate sînt prezentate în tabelul 2. Se observă că tratamentul termic criogenic, determinînd continuarea transformării austenitei reziduale în martensită, a dus la un spor de 4—5 unități *HRC* față de tratamentul clasic, la o foarte mare omogenitate a acesteia și respectiv a structurii. În schimb, aplicarea unui ciclu de numai două reveniri după călirea obișnuită determină obținerea unei durități mai scăzute și o oarecare neuniformitate a acesteia, de unde se trage concluzia că pentru rezultate optime în tratamentul clasic sînt necesare trei sau chiar patru reveniri, mărind mult durata de tratament și consumul energetic.

Variația durității după reveniri la diverse temperaturi aplicate după tratamentul termic sub zero grade Celsius este dată în figura 3 ; aceasta se menține aproximativ constantă după reveniri pînă la 300°C, după care se constată o ușoară scădere datorată transformărilor fazice, urmată de o creștere după reveniri la 560°C.

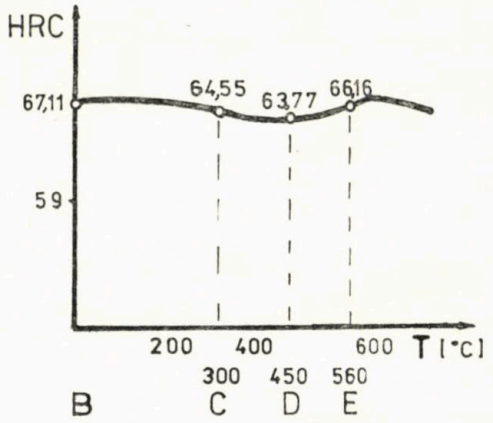


Fig. 3. Variația durității după diverse reveniri aplicate după tratamentul sub 0°C (B — varianta numai cu tratament criogenic final)

Pentru determinarea durabilității sculelor experimentările s-au făcut pe cuțite de strung ($\alpha = 8°$; $\gamma = 5°$; $\chi = 45°$; $\chi_1 = 15°$; $\lambda = 3°$ $f = 0{,}2$ mm ; $r = 1$ mm), prelucrîndu-se oțel carbon OLC 45, în regim intensiv de așchiere ($s = 0{,}62$ mm/rot ; $t = 5$ mm ; $v = 33{,}6$ m/min ; $D = 165$ mm).

Tabelul 1

Cantitățile de faze, duritatea și durabilitatea pentru cele două variante comparate

Varianta	A_{rez}, %	M, %	C, %	D_t, mm	N_c, mm^{-2}	N_{c0-1}, mm^{-2}	*HRC* —	*T*, min
A	12,8	74,6	12,5	30,16	31358,17	23410,24	61,44	22
E	2,2	85,2	12,5	35,39	40897,73	30928,49	66,16	49

Notă : D_t — suma totală a diametrelor carburilor, mm ;
N_c — numărul mediu al carburilor pe mm^2 ;
N_{c0-1} — numărul carburilor între 0—1μm pe mm^2

Tabelul 2

Durităţile determinate în variantele comparate

Varianta	Duritatea *HRC*		
	Valori individuale	Valori medii	Durabilitatea *T*, min
A	60—61—62 60—63—62 60—63—62	61,44	22
E	66—66—66 66—66,5—67 66—66—66	66,16	49

Durabilitatea s-a evaluat în minute scurse pînă la apariția uzurii critice pe fața de așezare $h_\alpha = 1-2$ mm, care corespunde unei componente radiale $h'_\alpha = 0{,}28$ mm, componentă legată, într-o primă aproximație, de uzura pe fața de așezare prin relația $h'_\alpha = h_\alpha \cdot \operatorname{tg} \alpha$ (fig. 4). Evoluția în timp a componentelor radiale ale uzurii pe fața de așezare (h'_α) și valorile

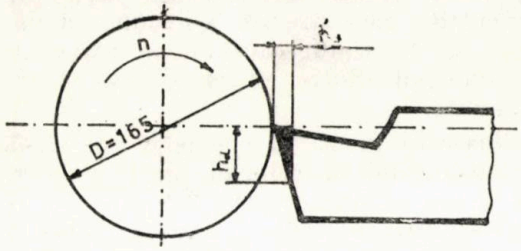


Fig. 4. Schema de măsurare a componentei radiale a uzurii pe fața de așezare

durabilității (T) măsurate pe cuțitele de strung, cu o precizie de 0,001 mm, sînt date în tabelul 3, iar curbele de evoluție în timp a componentei radiale a uzurii pe fața de așezare a cuțitelor de strung, tratate termic prin variantele A și E, sînt date în figura 5. Forma curbelor de uzură păstrează forma generală de variație a uzurii în timp : o perioadă inițială în care uzura

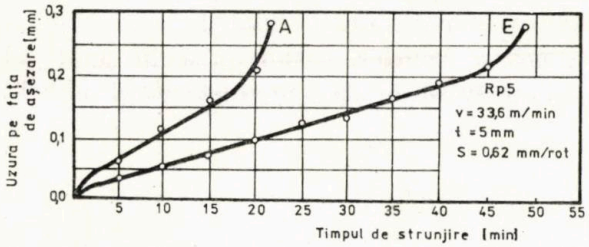


Fig. 5. Curbele de uzură ale cuțitelor de strung din oțel Rp5 tratate termic la temperaturi criogenice

crește rapid ; o perioadă în care uzura crește lent, liniar ; în final — apariția uzurii catastrofale, care scoate cuțitul din folosință. Din compararea curbelor (fig. 6), rezultă o viteză de uzare mai redusă la cuțitele tratate după varianta E, care are inclusă răcirea la temperaturi negative, fapt ce poate fi explicat prin conținutul foarte redus de austenită reziduală, de aportul suplimentar de martensită și de prezența unui număr mai mare de carburi fine mai uniform distribuite în masă.

Valorile de durabilitate obținute pentru cele două variante ($A = 22$ min ; $E = 49$ min), prezentate și în tabelele 2 și 3, arată că durabilitatea maximă este pentru tratamentul ce include și faza de răcire sub zero grade Celsius, în raport cu tratamentul clasic fiind de 222%.

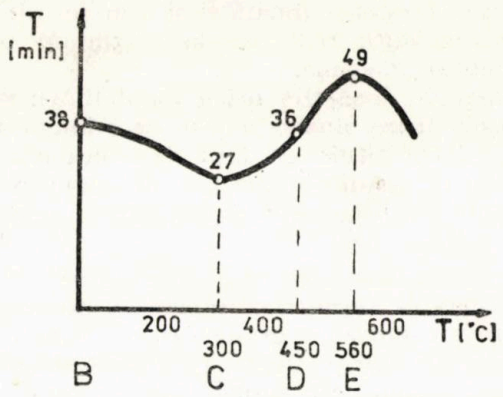


Fig. 6. Variația durabilității la așchiere după diverse reveniri aplicate după tratamentul termic criogenic (B — varianta numai cu tratament criogenic final)

Din studierea datelor privind toate variantele aplicate în cursul experimentărilor se desprinde concluzia că durabilitatea ridicată nu se obține pentru varianta de tratament termic care oferă o duritate maximă, ci pentru cea care asigură și o mare uniformitate structurală (deci și a durității), precum și o detensionare accentuată.

Studiind modul în care variază durabilitatea după aplicarea tratamentelor de revenire după călirea criogenică (fig. 6), se observă că trebuie evitate temperaturile de revenire la 250—350°C, care provoacă o coborîre a durității și, implicit, a durabilității. Se observă că temperatura optimă de revenire după tratamentul termic sub zero grade Celsius, care asigură uniformitate și stabilitate structurală, precum și duritate maximă, toate ducînd la o durabilitate maximă, este de 540—570°C, revenire obligatorie pentru detensionarea materialului tensionat puternic după călirea criogenică.

Durabilități net superioare s-au obținut în urma tratării sculelor prin tratament termic

Tabelul 3

Evoluția în timp a componentelor radiale ale uzurii pe fața de așezare a cuțitelor de strung și valorile durabilității în cele două variante comparate

Varianta	Uzura radială (h'_α), în zecimi de mm, după timpul t, în min											Durabilitatea (T) min
	1	2	5	10	15	20	25	30	35	40	45	
A	0,35	0,45	0,60	1,20	1,55	2,20	—	—	—	—	—	22
E	0,12	0,36	0,40	0,55	0,78	1,00	1,25	1,40	1,68	1,80	2,20	49

sub zero grade Celsius (varianta *E*); comparativ cu tratamentul clasic (varianta *A*) — pentru cuţitele de strung valori cuprinse între 200 şi 230%, iar la tarozi de 3/4″ valori între 200 şi 330%.

Din experienţele efectuate rezultă că durabilitatea creşte odată cu : micşorarea cantităţii de austenită reziduală, creşterea cantităţii de carburi precipitate, creşterea densităţii carburilor sub 1 μm, creşterea durităţii şi a uniformităţii acesteia, condiţii realizate la maximum prin tratamentul criogenic.

Mărirea de două-trei ori a durabilităţii sculelor aşchietoare, ilustrată prin experimentările efectuate, constituie un fapt de o importanţă esenţială în condiţiile actuale de reducere la minimum a consumului de materiale, materii prime şi de energie.

Cercetările efectuate demonstrează afirmaţia că prelucrarea termică a oţelurilor rapide, la temperaturi sub zero grade Celsius, constituie un mijloc modern şi eficace de creştere substanţială a durabilităţii sculelor aşchietoare, de micşorare a consumurilor specifice de materiale scumpe şi deficitare, de creştere a productivităţii prelucrării termice şi prin aşchiere, toate cu implicaţii directe asupra reducerii consumurilor de materiale şi energetice.

Studii s-au efectuat, de asemenea, şi pe oţelurile de scule Rp2, Rp3, Cr120 (la ultimul obţinîndu-se o durabilitate de 450%), precum şi pe unele oţeluri folosite pentru organe de maşini, cum sînt oţelurile RUL 1, RUL 2, 150VMoCr120 (corpurile valţurilor de tăiere a firelor şi fibrelor sintetice), Rp3 (pentru pompele din industria fibrelor sintetice) la care s-a urmărit de asemenea durabilitatea şi stabilitatea dimensională, şi în aceste cazuri tratamentul criogenic aducînd un aport substanţial. Pentru fiecare marcă de oţel se pot găsi regimurile de tratament corespunzătoare, cele mai avantajoase fiind acelea care creează structura şi proprietăţile necesare cu consum minim de energie şi de timp, căutîndu-se raportul cel mai favorabil dintre eficienţa tehnică şi cea economică.

O ilustrare în valori concrete nu s-a făcut dar, considerînd că ciclul de încălzire la tratament se poate reduce cu 1—2 h şi că durabilitatea cel puţin se dublează, deci se reduce complet un ciclu de tratament termic necesar pentru un nou lot de scule, care este necesar pentru a acoperi timpul de lucru corespunzător cu cel realizat de sculele tratate criogenic, reiese clar că economia de energie se poate realiza şi la nivel naţional nu este de neglijat.

Cercetările întreprinse demonstrează necesitatea aplicării acestei tehnologii pe scară largă avînd în vedere avantajele pe care le oferă, şi anume : dublarea durabilităţii, care duce la reducerea consumului de materiale şi implică reducerea importului de elemente de aliere deficitare, şi reducerea ciclului de confecţionare mecanică a sculelor, obţinîndu-se în acest fel o creştere substanţială a productivităţii muncii.

Ing. D. Cioclov, ing. P. Bozu
Ing. R. Pașcu
I.S.I.M.-Timișoara

Studiul rezistenței oțelului G 52/28 în mediu de hidrogen sulfurat umed

CZ : 620.176.2 : 539.412

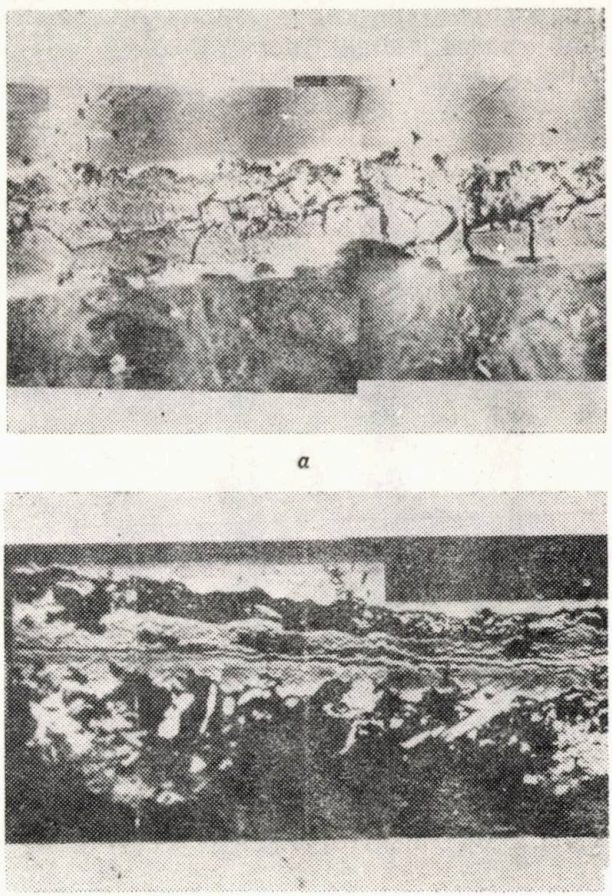
În urma proceselor electrochimice complexe care se produc în interacțiunea de suprafață a hidrogenului sulfurat umed (sistemul H_2O—H_2S) cu oțelurile carbon, se formează compuși din clasa sulfurii de fier și hidrogen în stare atomică (protonică), capabili să pătrundă prin adsorbție și difuzie în metal, provocînd efecte de fragilizare. În raport cu presiunea și temperatura la care are loc reacția de suprafață H_2S—Fe și pH-ul soluției H_2O—H_2S, sulfura de fier rezultată poate avea o consistență friabilă sau compactă, aderentă la suprafața metalului, asigurînd în acest din urmă caz protecția metalului față de penetrația hidrogenului atomic.

Eficacitatea protecției (pasivării) metalului prin straturi aderente de sulfură de fier este determinată atît de gradul de compactitate și impermeabilitate al stratului de sulfură de fier, cît și de rezistența mecanică a acestuia. Efectul pasivării unui element de rezistență aflat sub stare de tensiune mecanică este asigurat numai pînă la nivelul de tensiune corespunzător rezistenței mecanice a stratului aderent de sulfură de fier. După fisurarea stratului pasivant, sub acțiunea solicitărilor exterioare, prin accesul direct al hidrogenului sulfurat la suprafața metalului, se creează condiții favorabile dezvoltării mecanismului de fragilizare prin hidrogen [1].

În figura 1, *a* și *b* se ilustrează comparativ o depunere friabilă, respectiv o depunere compactă și aderentă de sulfură de fier rezultată în urma acțiunii sistemului H_2O—H_2S la suprafața oțelului G 52/28. Se remarcă, din examinarea figurii 1, a, că datorită friabilității și porozității depunerii de sulfură de fier se creează acces permanent al hidrogenului sulfurat la suprafața metalică, cu efecte subsecvente de coroziune și fragilizare prin hidrogen.

În lucrare se prezintă rezultatele încercărilor de rezistență a îmbinărilor sudate din oțel carbon G 52/28 supuse acțiunii combinate a hidrogenului sulfurat umed și a solicitării mecanice de tracțiune. Epruvetele au fost încercate atît în stare pasivată cît și în stare nepasivată. Rezultatele încercărilor mecanice și ale analizelor structurale sînt interpretate pe baza conceptelor mecanicii ruperii materialelor. S-a dezvoltat un model pentru evaluarea durabilității și a dinamicii propagării fisurii dominante care duce la rupere.

Materialul utilizat în încercări a fost oțelul G 52/28 în stare laminată, avînd următoarele caracteristici mecanice convenționale : $R_{p0,2}$ = = 283 MPa; R_m = 545 MPa; A_5 = 30%; Z = 60%; KV (*med*) = 49 J la −30°C. S-au executat îmbinări sudate cap la cap prin procedeul automat sub flux, utilizîndu-se ca material de sudare sîrma S10Mn16 în cuplu cu fluxul ceramic FC-40-3G. Sudarea s-a executat cu preîncălzire la 150—200°C, energia liniară introdusă la sudare fiind de aproximativ $18 \cdot 10^6$ J/m. După sudare, îmbinările au fost detensionate la temperatura de 600±10°C pe o durată de șase ore. Din îmbinarea sudată s-au prelevat epruvete tip NACE [2] avînd orientarea perpendiculară pe sudură, cu interfața metal depus (MD) — metal de bază (MB) plasată la mijlocul lungimii calibrate a epruvetei. Încercarea la tracțiune s-a efectuat pe o instalație construită pe principiul sarcinii impuse, aplicată prin intermediul unui sistem de amplificare cu pîrghie. Instalația de încercare este prevăzută cu un sistem etanș de acces a hi-



a

b

Fig. 1. Depunere de sulfură de fier :
a — depunere friabilă ; *b* — depunere aderentă

drogenului sulfurat umed la suprafața metalică a epruvetei. Temperatura în timpul încercării a fost de 24 ± 3°C. În încercare se înregistrează timpul pînă la rupere (durabilitatea) t_R a epruvetei încărcată cu o tensiune mecanică omogenă σ. În spiritul normei NACE, încercarea se consideră terminată dacă epruveta a rezistat 720 h. S-au încercat comparativ epruvete aflate atît în stare pasivată cît și în stare nepasivată. Aspectul epruvetelor pasivate și nepasivate înainte de încercare este prezentat în figura 2. Rezultatele experimentale sînt analizate în continuare atît din punctul de vedere al mecanismului ruperii evidențiat structural cît și al posibilităților de predicție a durabilității pe baza parametrilor cantitativi care guvernează mecanismul de propagare a fisurilor.

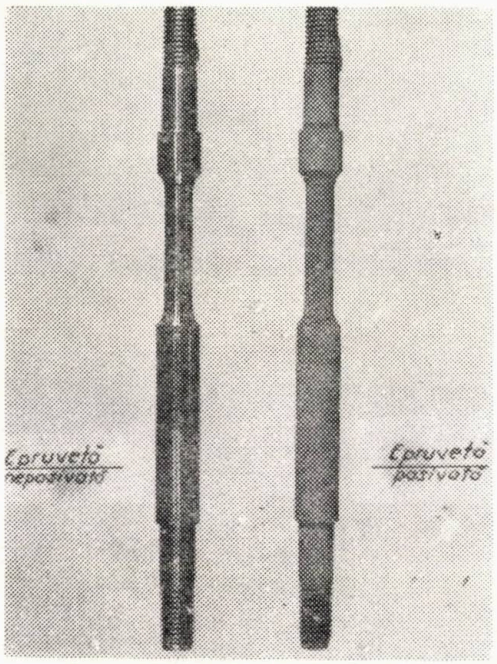


Fig. 2. Aspectul epruvetelor pasivate și nepasivate

Analiza structurală a epruvetelor încercate după metodologia NACE prezentată a relevat că, în condițiile lipsei efectelor de pasivare, hidrogenul sulfurat umed cu acces liber la suprafața metalului generează cratere superficiale de coroziune, concomitent cu eliberarea hidrogenului atomic care difuzează în masa metalului. Hidrogenul atomic difuzibil condensează în hidrogen molecular în locurile structural favorabile (defecte interioare, limite de grăunți, interfața dintre matrice și incluziuni etc.), adică în locurile unde continuitatea rețelei cristaline este întreruptă sau expandată. Condensarea hidrogenului se face cu mărirea volumului, ceea ce generează în locurile de condensare presiuni localizate mari, care provoacă primele decoeziuni (fisuri interioare) în material.

În figura 3, *a* se prezintă un crater superficial de coroziune generat prin acțiunea hidrogenului sulfurat asupra oțelului G 52/28 nepasivat, iar în figura 3, *b* sînt ilustrate fisurile interioare generate prin condensarea hidrogenului sulfurat pe interfața ferită-perlită a structurii de laminare.

Pe baza acestor evidențe oferite de analiza structurală rezultă că ruperea oțelului G 52/28 sub acțiunea combinată a solicitărilor mecanice și a hidrogenului sulfurat umed se face în două stadii distincte:

a) nucleația prin mecanisme combinate de coroziune a craterelor superficiale, care constituie defecte germene pe care amorsează în stadiul *a*;

b) propagarea macroscopică a fisurii dominante sub acțiunea tensiunii mecanice aplicate, propagare care duce la ruperea finală.

În figura 3, *c* se dau exemple de cratere superficiale de coroziune pe suprafața epruvetelor nepasivate, cratere care constituie locuri de inițiere a propagării fisurii dominante. Măsurătorile optice directe au relevat faptul că adîncimea craterelor de coroziune care au inițiat ruperea în epruvete nepasivate este de ordinul a 0,1—0,4 mm, cu o medie de aproximativ 0,2 mm. Valori comparabile au fost înregistrate și de Kotecki și Howden [3] în condiții similare de încercare.

Se remarcă în acest stadiu al analizei că în amorsarea propagării fisurii dominante este determinantă concentrarea tensiunii mecanice la baza craterului germene, conjugată cu efectele de mediu conform mecanismelor care sînt relevate în lucrarea [4]. Stadiul *a* poate fi interpretat ca un stadiu de incubație în dezvoltarea ruperii asistate de medii active. Analiza structurală în stadiile incipiente de expunere a oțelului G 52/28 în mediu de H_2S umed a relevat o generare rapidă a craterelor de coroziune, ceea ce sugerează că perioada de incubație în aceste circumstanțe are o pondere redusă în durata totală pînă la rupere, care practic se consumă în propagarea fisurii dominante în stadiul *b*.

Odată inițiată, fisura dominantă se propagă de la suprafață spre interior pe un traiect perpendicular pe direcția de aplicare a solicitării mecanice. Avansarea fisurii dominante este rezultatul coalescenței fisurilor interioare generate anterior prin condensarea hidrogenului, coalescența implicînd ruperea punților de material sub acțiunea solicitărilor mecanice. În figura 3, *d* se prezintă deformarea puternică a punții de material (feritic) între două fisuri nucleate prin condensarea hidrogenului pe interfața ferită-perlită, imaginea corespunzînd stadiului imediat premergător ruperii. În figura 4 se prezintă traiectul fisurii dominante, inițiată pe un crater superficial de coroziune

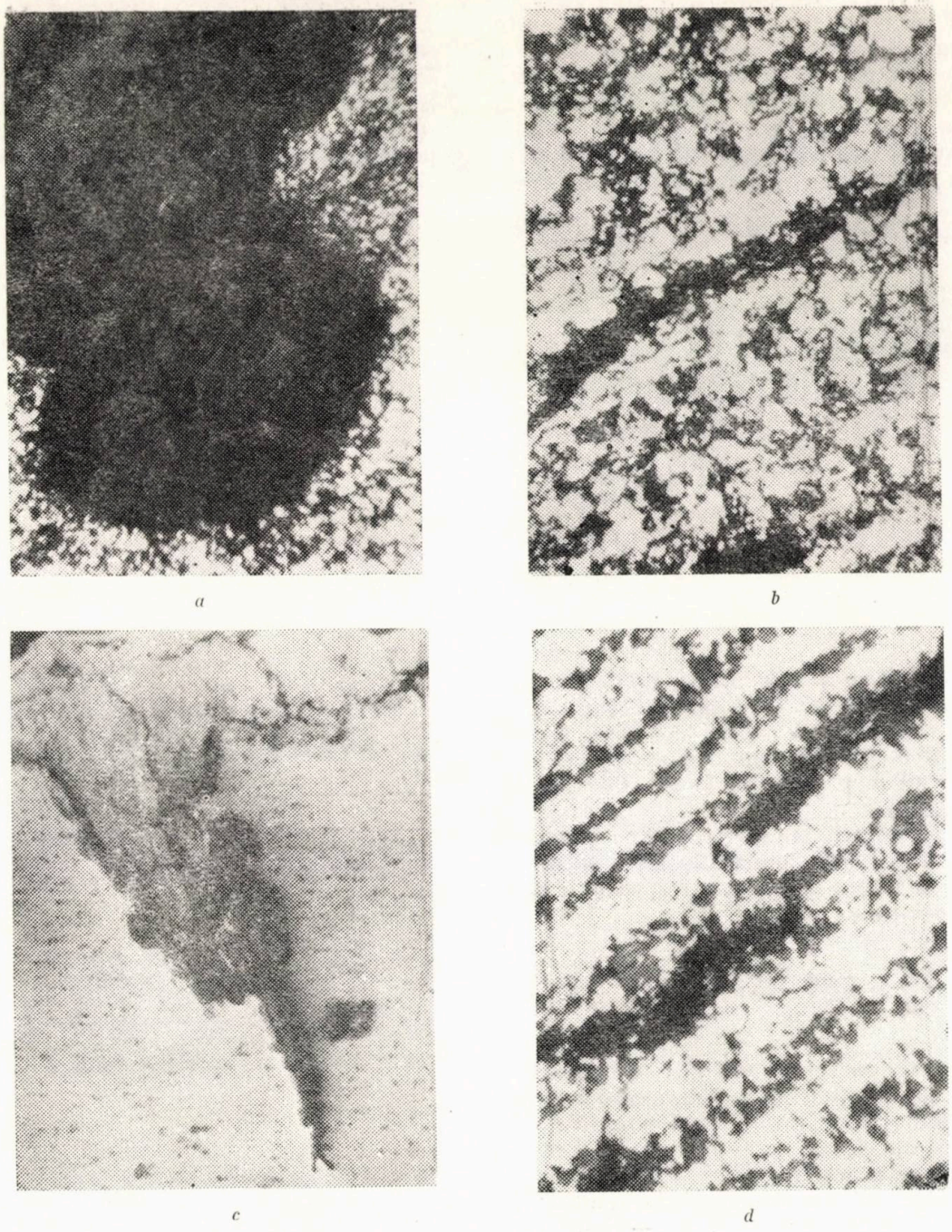


Fig. 3. Analiza structurală a epruvetelor :

a — crater superficial de coroziune ; *b* — fisuri interioare generate prin hidrogen ; *c* — crater superficial de coroziune cu fisură incipientă ; *d* — deformarea pereților dintre fisuri

(adîncime aprox. 0,4 m) și propagată prin coalescența fisurilor preexistente induse prin efecte de hidrogen.

În cazul existenței unui strat superficial pasivant, accesul mediului activ de H_2S umed la suprafața metalică este împiedicat atît timp cît solicitarea aplicată nu produce fisurarea stratului pasivant. Odată stratul pasivant fisurat, accesul mediului activ la suprafața metalică este limitat, într-o primă fază, numai la vîrful fisurii, astfel că efectul de coroziune superficială este strict localizat și în consecință craterele de coroziune sînt mai puțin dezvoltate comparativ cu situația în care suprafața metalică este neprotejată. Mai mult, datorită faptului că accesul hidrogenului sulfurat se face la tensiuni mecanice aplicate mai mari decît în cazul lipsei stratului pasivant, rezultă că și tensiunea mecanică augmentată prin efecte de concentrare geometrică la baza craterelor de coroziune este mai mare, ceea ce face ca amorsarea propagării să se facă la adîn-

cimi mai mici ale craterelor. Acest fapt este atestat de observațiile metalografice directe, care au arătat că adîncimea craterelor formate sub stratul pasivant fisurat este de ordinul 0,07—0,09 mm. În figură se observă cu claritate stratul pasivant fisurat sub care s-a dezvoltat un crater de coroziune de 0,07 mm (ten-

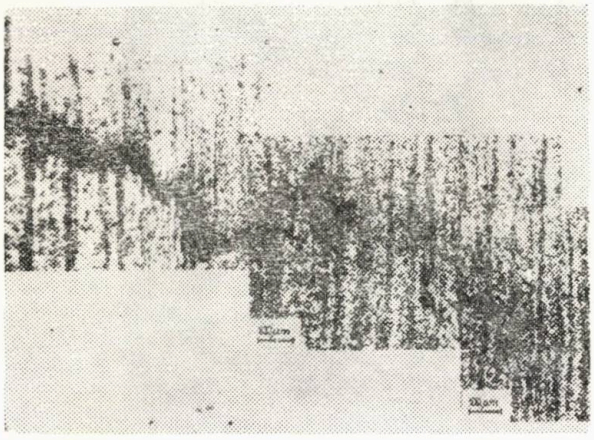


Fig. 4. Traiectul propagării fisurii dominante

siunea aplicată $\sigma = 180$ MPa; metal depus prin sudură). Datorită tensiunii mecanice mai mici decît cea necesară ruperii ($\sigma_d = 240$ MPa), în exemplul ilustrat în figura 9 nu se evidențiază amorsarea propagării fisurii dominante care duce la rupere.

Cercetările experimentale privind propagarea fisurii macroscopice dominante în stadiul *b* sugerează că viteza de propagare poate fi descrisă de o relație de forma [4]:

$$\frac{da}{dt} = CK_I^m \quad (K_I > K_{ITH}) \qquad (1)$$

unde $K_I = \sigma\sqrt{\pi\beta a}$ este factorul de intensitate al tensiunii cu tensiunea mecanică omogenă aplicată elementului într-o zonă suficient de îndepărtată în fisură; a — lungimea fisurii; β — o corecție geometrică care ține seamă de forma elementului cu fisură și de modul de aplicare al încărcării; C și m — constante experimentale de material care depind de presiunea și temperatura hidrogenului. În figura 5 se ilustrează rezultatele experimentale obținute de Bretin și alții privind propagarea fisurilor macroscopice într-un oțel marca 40 CDV 20 — AFNOR [15]. Rezultatele experimentale obținute la diferite presiuni ale hidrogenului sînt reprezentate în coordonate care liniarizează relația (1), atestînd într-o aproximație acceptabilă validitatea acesteia. Variația constantelor de material m și C în raport cu presiunea hidrogenului pH_2 în incinta de încercare este arătată în figura 6.

Se observă că relația (1) este validă pentru valori ale factorului de intensitate al tensiunii K mai mari decît o valoare limită K_{ITH} sub care propagarea fisurii macroscopice încetează. Limita K_{ITH} este o caracteristică a materialului în starea metalurgică dată și în condițiile specifice de acțiune a mediului (concentrație, presiune, temperatură etc.), fiind corelată cu

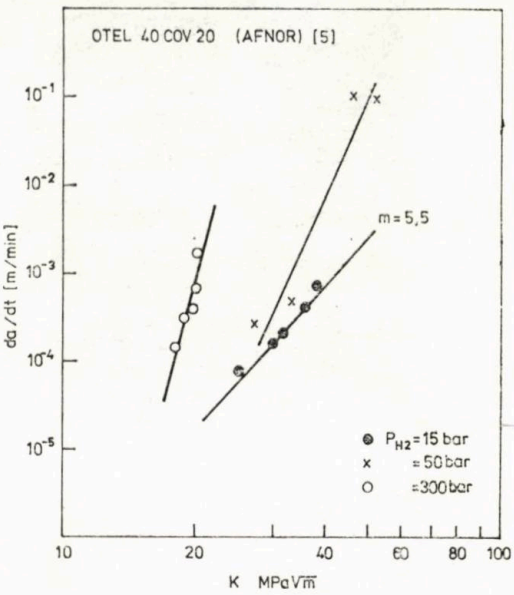


Fig. 5. Viteza de propagare a fisurilor în mediu de H_2 la diferite presiuni

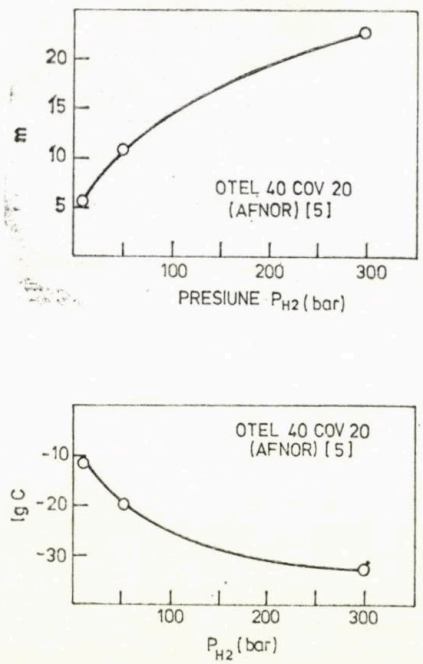


Fig. 6. Variația parametrilor de material m și C cu presiunea hidrogenului

limita de tensiune σ_{dH} sub care nu se mai produce ruperea într-un interval de timp suficient de lung. Relația de corelație rezultă din definiția factorului de intensitate al tensiunii

$$K_{ITH} = \sigma_{dH}\sqrt{\pi\beta a_0} \qquad (2)$$

unde a_0 este mărimea defectului (asimilat cu o fisură inițială) care amorsează propagarea fisurii dominante.

Relația (1) permite estimarea durabilității unui element metalic de structură solicitat în mediu activ de hidrogen sulfurat. Astfel, prin integrare în relația (1) pentru condițiile inițiale, $t = 0$; $a = a_0$, și finale, la $t = t_R$; $a = a_F$ (lungimea fisurii la care survine ruperea finală), se obține :

$$t_R \sigma^m = \frac{2a_0}{(m-2)\, C\, (\pi \beta a_0)^{m/2}} \quad (\sigma < \sigma_{aH}) \qquad (3)$$

$$t_R \left(\frac{\sigma}{\sigma_{aH}}\right)^m = \frac{2a_0}{(m-2) C K_{ITH}^m} \quad \begin{pmatrix} \sigma < \sigma_{aH} \\ K < K_{ITH} \end{pmatrix} \qquad (4)$$

pentru a pune în evidență explicit limitele σ_{aH} și K_{ITH} sub care nu se mai produce ruperea, respectiv nu se mai propagă fisura în condițiile acțiunii combinate a hidrogenului și a tensiunii aplicate.

În stabilirea acestor relații, deoarece $a_F \gg a_0$ și $m > 4$, s-a neglijat mărimea $1/a_F^{(m/2)-1}$ în raport cu $1/a_0^{(m/2)-1}$.

Comparînd predicția oferită de modelul propus cu rezultate experimentale obținute în condiții nepasivate, respectiv pasivate, se remarcă faptul că durabilitățile se diferențiază după adîncimea inițială a craterelor de coroziune a_0. Valorile parametrului a_0 — evaluate metalografic (a_0 = 0,1 —0,4 mm pentru epruvete nepasivate și 0,7 —0,9 mm pentru epruvete pasivate) determină prin intermediul relațiilor (3) și/sau (4) un cîmp de variație al durabilităților în care se plasează majoritatea rezultatelor experimentale obținute, atestînd validitatea modelului propus.

Relațiile stabilite (3) sau (4) corelează mărimile care guvernează propagarea fisurilor în mediu umed de H_2S (m, C, a_0) cu cele care se determină direct, experimental în încercarea la tracțiune tip NACE (t_R, σ). Astfel, cunoscînd din încercările tip NACE perechile de valori experimentale (t_R, σ), prin ajustarea acestora după relația (3) se determină parametrul m (pantă în relația (3) reprezentată în coordonate dublu logaritmice în t_R și σ) și un parametru combinat, în funcție de C și a_0. Deoarece a_0 are o valoare relativ stabilă pentru anumite condiții de presiune și temperatură a mediului

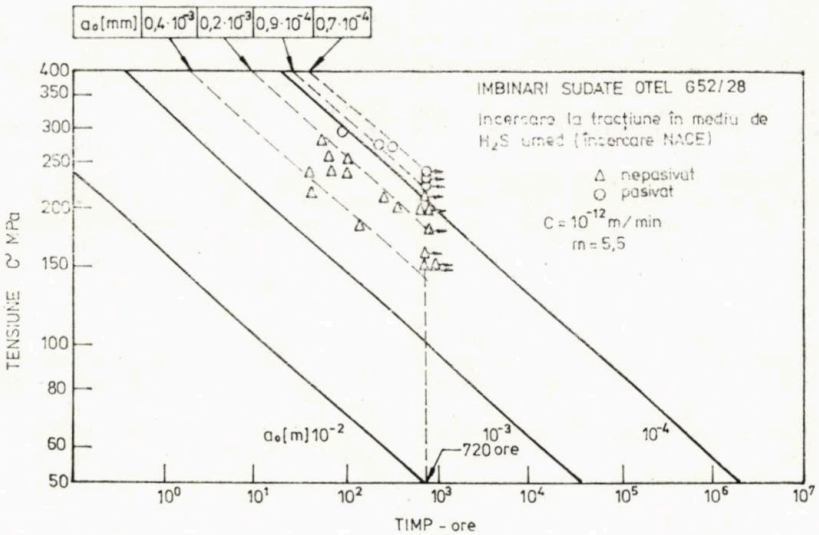


Fig. 7. Durabilitatea în mediu de hidrogen sulfurat. Rezultate experimentale și predicția teoretică

Relațiile (3) și (4) care permit evaluarea durabilității t_R a materialului supus mediului activ, în funcție de tensiunea aplicată σ, sînt reprezentate parametric în figura 7 în coordonate dublu logaritmice care liniarizează relația (3) pentru valorile parametrilor de material m și C și care ajustează cel mai bine rezultatele experimentale. Reprezentarea parametrică este dată în funcție de mărimea defectului germene sau inițial a_0, care, în accepția mecanismului de rupere explicat în paragraful 3, se identifică cu adîncimea craterului superficial de coroziune pe care se inițiază propagarea fisurii dominante.

activ (implicit ale stării stratului superficial-pasivat sau nepasivat) rezultă că se poate determina constanta C care, împreună cu parametrul m, determină complet, conform relației (1), dinamica propagării fisurilor pentru orice nivel de încărcare pentru care factorul de intensitate al tensiunii K este mai mare decît valoarea limită K_{ITH}.

Concluzii

Rezultatele încercării la tracțiune a oțelului G 52/28 în mediu de hidrogen sulfurat umed (metoda NACE) au relevat influențele favorabile ale pasivării prin straturi de sulfură de

fier depuse aderent pe suprafaţa metalului. Analizele structurale au evidenţiat faptul că mecanismul ruperii se iniţiază prin generarea craterelor superficiale de coroziune care constituie defectele germene de amorsă a propagării fisurii dominante macroscopice, propagată prin coalescenţa fisurilor interioare din material, induse de condensarea hidrogenului difuzibil. Evaluînd dinamica propagării fisurii dominante pe baza conceptelor mecanicii ruperii materialelor (corelarea vitezei de propagare cu factorul de intensitate al tensiunii), s-a dezvoltat o metodă de predicţie a durabilităţii în condiţiile acţiunii simultane a hidrogenului sulfurat şi a încărcării mecanice. Modelul teoretic este în concordanţă cu rezultatele experimentale obţinute.

BIBLIOGRAFIE

[1] Kotecki, D.J., Howden, D. C.: *Submerged-arc-weld hardness and cracking in wet sulfide service.* Welding Research Council Bulletin, S.U.A. WRC 148/June 1973.

[2] Cioclov, D. D.: *Mecanica ruperii materialelor.* Bucureşti, Editura Academiei R. S. România, 1977.

[3] Bretin, L., Dworaczek J. P., Laurent, R., Fidelle, J. P., Toitot, M., Varcin, E.: *Application de la mécanique de la rupture au comportement des aciers dans l'hydrogène gazeux sous pression.* În: Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie, Franţa, nr. 10, 1977, p. 513–600.

REVISTA REVISTELOR

Iz VUZ, Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 5, 1986

Formarea metalului gazos în cursul reducerii carbotermice a oxidului de bismut, p. 1 — Termodinamica dizolvării ytriului în aliajele de fier-carbon p. 5 — Maleabilitatea şi densitatea aliajelor Fe—W—C şi modificarea lor în procesul cristalizării, p. 8 — Regimul automodel al cristalizării separate a fazelor în sistemele peritectice p. 11 — Obţinerea compoziţiei granulometrice omogene a încărcăturii de aglomerare din materiale mărunţite fin, p. 14 — Studierea caracteristicilor electrice ale amestecurilor de cocs şi aglomerat, p. 18 — Metodologia determinării porozităţii materialelor de încărcătură pentru elaborarea în furnal, p. 21 — Interconexiunea dintre nivelul topiturii şi al repartizării gazului în partea inferioară a furnalului, p. 24 — Studierea interacţiunii dintre topiturile metalice cu faza gazoasă care conţine hidrocarburi, p. 26 — Determinarea erorilor funcţionării sistemelor de bilanţ ale calculului încărcăturii pentru procesul de convertizor cu insuflare de oxigen, p. 29 — Extremele relaţiei rezilienţă-conţinut de aluminiu în oţelurile carbon de construcţie, p.31 — Influenţa convecţiei naturale asupra formării retasurilor în lingoul de oţel, p. 35 — Legităţile fizico-chimice ale absorbţiei azotului activat cu ferovanadiu, p. 39 — Comportarea siliciului şi carbonului la vidarea ferovanadiului, p. 42 — Comportarea oxizilor de fier în compoziţia semifabricatelor pentru cuptoarele electrice de elaborare a oţelului, p. 46 — Utilizarea modelului matematic la comanda procesului de topire a încărcăturii în cuptorul cu arc electric de elaborare al oţelului, p. 50 — Metoda de calcul a tensiunii medii în domeniul curgerii plastice prin utilizarea elementelor finale Ermite, p. 52 — Caracteristicile complexe ale tipului de integrale Stiltyes în modelele matematice ale proceselor de prelucrare a metalelor prin presiune, p. 56 — Repartizarea vitezelor de deformare la laminarea în condiţiile deformării în plan, p. 63 — Determinarea momentelor la cilindri în cazul laminării asimetrice, p. 66 — Utilizarea profilărilor calculate ale cilindrilor la laminorul la rece, continuu, cu patru caje, p. 72 — Influenţa diametrului suprafeţei de ajustaj asupra limitei de rezistenţă a axelor cilindrilor componenţi, p. 75 — Influenţa striaţiilor orientate a cilindrilor asupra lărgirii la laminare, p. 78 — Determinarea experimentală a tensiunilor la laminorul continuu de benzi late, p. 81 — Analiza procesului de răsucire a ţevii fasonate la profilare, p. 84 — Fundamentarea ipotezei de aderenţă pentru corpul plastic rigid, p. 87 — Teoria tensiunilor de contact la deformarea materialelor după schema de comprimare, p. 90 — Influenţa caracterului de umplere a cavităţii calibrului asupra tensiunilor în matriţă şi piesa forjată, p. 94 — Modelul matematic al încălzirii prin inducţie a semifabricatului rotund compact, p. 97 — Modelarea numerică a buclelor histerezis magnetice în materialele înalt coercitive p. 100 — Studierea influenţei regimurilor de tratament termic asupra proprietăţilor oţelului crom-nichel cementat, p. 104 — Nitrurarea oţelurilor de înaltă rezistenţă în stare martensito-austenitică, p. 107 — Structura şi proprietăţile mecanice ale oţelurilor martensitice îmbătrînibile din sistemul Fe—Ni—Co—Mo după prelucrarea termomecanică secundară, p. 111 — Pătrunderea metalului lichid în porii materialului de umplere a formei de turnare vidate, p. 115 — Studierea topirii încărcăturii pe oglinda topiturii din baie a cuptorului, p. 120 — Studierea influenţei preciziei măsurării temperaturii în cuptorul continuu asupra calităţii oţelului pentru tabla auto, p. 125 — Caracteristicile spectrale de reflectare ale produselor refractare industriale. Comunicarea 2, p. 129 — Încălzirea cilindrului cav în regim regulat, p. 132 — Estimarea economică a calităţii fontei de afinare, p. 134 — Perfecţionarea metodologiei de planificare a mijloacelor circulante în întreprinderile metalurgice, p. 136 — Diferenţa dintre unghiurile macro şi micro-marginale în sistemele metal lichid-solid, p. 141 — Studierea dizolvării magneziului în fontă, p. 142 — Compoziţia granulometrică şi de substanţă a şlamurilor cu conţint de fier de la electrocoagularea apelor reziduale, p. 143 — Influenţa bazicităţii asupra rezistenţei paletelor cu adaos de argilă nontronitică, p. 144 — Calculul concentraţiei critice a carbonului în convertizorul cu oxigen cu suflare prin fund, p. 145 — Modelarea legăturii regimului temperatură-zgură la elaborarea oţelului în cuptoarele cu arc electric, cu amplitudine a componentelor armonice superioare ale curentului arcului, p. 146 — Legităţile rafinării metalului de azot în lingotiera rotativă, p. 147 — Studierea influenţei parametrilor de temperatură ai laminării controlate asupra proprietăţilor armăturii, p. 148 — Studierea modulului de duritate a benzii în condiţiile laminării la rece, p. 148 — Modificarea formei zonelor de capăt ale sleburilor la laminare în grupul degrosisor de caje ale laminorului de bandă lată, p. 150 — Interdependenţa dintre duritate şi rezistenţa la rupere a benzii reci din oţel 65H13, p. 150 — Controlul operativ al calităţii suprafeţei cilindrilor laminoarelor cu vid, p. 151 — Caracteristicile cinetice ale eliminării căldurii suprafeţei minereurilor feroase în diferite stadii de prelucrare a lor, p. 152 — Neomogenitatea magnetică a aliajului Fe Ni , p. 153 — Forţa coercitivă a aliajului eutectic Bi—MnBi cu structură orientată, p. 154 — Optimizarea încălzirii metalului conform criteriului complex, p. 156.

Conf. dr. ing. M. Teodorescu
Universitatea din Galați

Cercetări privind prelucrabilitatea prin ambutisare în vederea reducerii consumului de metal și energie

CZ : 621.9.011 : 621.983.3

În lucrare se analizează indicii de bază necesari pentru a defini corect prelucrabilitatea și corelația acesteia cu caracteristicile materialului prelucrat.

Prin prelucrabilitate trebuie să se înțeleagă atît capacitatea unui material de a fi prelucrat printr-un anumit procedeu, cît și modul de comportare în timpul prelucrării (adică modificări structurale, gradul de ecruisare, modificări de formă și dimensionale etc.). Pentru aprecierea prelucrabilității [4], [7] trebuie să se folosească metode generale (analiza chimică, a microstructurii, încercări mecanice) care sînt valabile pentru un număr mare de materiale și procedee de prelucrare și metode speciale, caracteristice pentru anumite tipuri de materiale și procedee de prelucrare. Prin metodele generale, se vor determina caracteristicile mecanice de bază (limita de curgere, rezistența la rupere, alungirea sau gîtuirea). Ca metode speciale trebuie să se folosească metodele prezentate în figura 1, care cuprind o serie de încercări de ambutisare, precum și încercări pentru determinarea unor parametri legați de

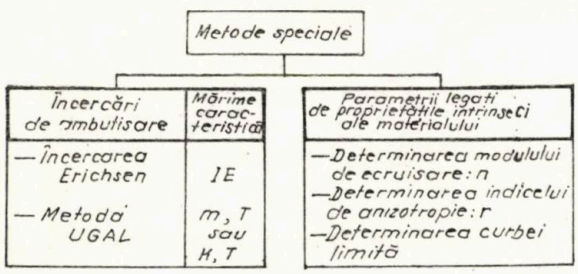


Fig. 1. Metode speciale pentru aprecierea prelucrabilității prin ambutisare

proprietățile intrinseci ale materialului prelucrat [3], [4], [5], [7]. Între acești parametri se disting modulul de ecruisare n și indicele de anizotropie r. Modulul de ecruisare sau exponentul ecruisării n se determină din relația :

$$\sigma_{real} = C \cdot \varepsilon^n \qquad (1)$$

iar indicele de anizotropie cu relația :

$$r = \frac{\ln \dfrac{b_0}{b}}{\ln \dfrac{g_0}{g}} = \frac{\ln \dfrac{b_0}{b}}{\ln \dfrac{b_L}{b_0 L_0}} \qquad (2)$$

prin metodologia prezentată în [4]. În relații, b_0, g_0, L_0 reprezintă dimensiunile epruvetei (probei speciale) înainte de deformare, iar b, g, L dimensiunile corespunzătoare, după deformare.

Se poate defini coeficientul de utilizare a capacității de ambutisare prin :

$$\eta\% = \frac{\varepsilon_{ech}}{\varepsilon_{cr}} \cdot 100 \qquad (3)$$

în care ε_{ech} este deformația echivalentă sau intensitatea deformațiilor

$$\varepsilon_{ech} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2 + \varepsilon_1 \cdot \varepsilon_2} \qquad (4)$$

ε_{cr} — deformația critică sau intensitatea critică a deformațiilor, care este acea valoare a intensității deformațiilor la care începe ruperea metalului și se poate calcula cu :

$$\varepsilon_{cr} = \frac{2}{2 - a} \cdot n \cdot \sqrt{1 + a + a^2} \qquad (5)$$

în care :

$$a = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} = \frac{\varepsilon_1 + 2\varepsilon_2}{2\varepsilon_1 + \varepsilon_2} \qquad (6)$$

Deci coeficientul de utilizare a capacității de ambutisare va avea valoarea :

$$\eta\% = \frac{2 - a}{\sqrt{3}} \cdot \frac{1}{n} \cdot \sqrt{\frac{\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2 + \varepsilon_1 \cdot \varepsilon_2}{1 + a + a^2}} \cdot 100 \qquad (7)$$

Cu cît un material, la o anumită prelucrare, are un coeficient de utilizare a capacității de ambutisare mai redus, cu atît el se poate prelucra cu un număr mai mic de rebuturi, deci cu siguranță mai mare. Dacă deformația echivalentă corespunzătoare unei prelucrări sau încercări în laborator este egală cu cea critică, atunci coeficientul de utilizare a capacității de ambutisare este de 100% și în foarte multe cazuri va apărea ruperea. În mod normal acest coeficient de utilizare a capacității de ambutisare trebuie limitat astfel :

$$\%\eta \leqslant 80-90\%$$

Se remarcă faptul că în relaţia(7)intervin valorile deformaţiilor principale reale, calculate cu :

$$\varepsilon_1 = \ln \frac{l_1}{l_0} \; ; \quad \varepsilon_2 = \ln \frac{l_2}{l_0} \; ; \quad \varepsilon_3 = \ln \frac{g_1}{g_0} \qquad (8)$$

ale tensiunilor reale, precum şi cele ale modulului de ecruisare n.

S-a stabilit că intensitatea critică a deformaţiilor depinde şi de indicele de anizotropie, aşa încît se poate scrie o dependenţă generală :

$$\varepsilon_{cr} = f(n, \; r, \; a) \qquad (9)$$

care se prezintă grafic în figura 2. Pentru a putea avea intensităţi critice ale deformaţiilor cît mai mari, este necesar ca indicele de anizotropie să fie mare.

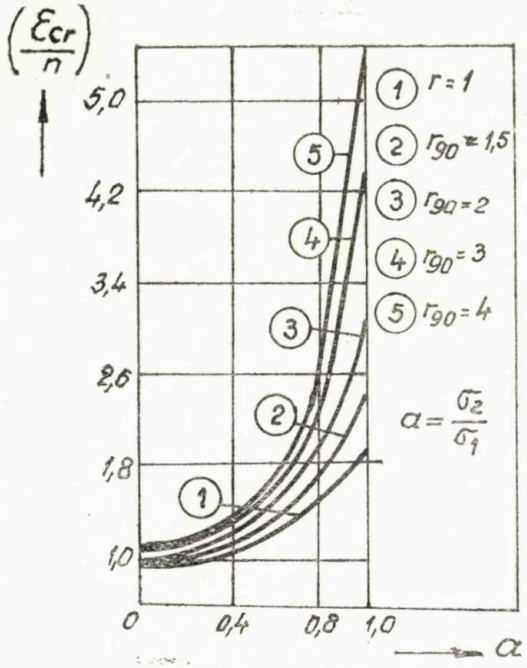


Fig. 2. Dependenţa raportului $\left(\frac{\varepsilon_{cr}}{n}\right)$ în funcţie de parametrul a

Rezultă că, cu cît modulul de ecruisare şi indicele de anizotropie sînt mai mari, cu atît coeficientul de utilizare a capacităţii de ambutisare este mai mic. Aceasta nu înseamnă că, lucrînd întotdeauna cu materiale avînd n şi r cît mai mari, se utilizează corespunzător, calitativ şi cantitativ, semifabricatul sub formă de tablă de ambutisare disponibil.

Pentru a utiliza în mod corespunzător un material se impune stabilirea unei serii de valori optime ale indicilor n şi r.

Deoarece valorile n şi r sînt dependente de direcţia de laminare, ele vor fi stabilite la 0, 45 şi 90° faţă de aceasta şi se vor calcula valorile medii cu relaţiile :

$$n_{med} = \frac{1}{4}(n_0 + 2n_{45} + n_{90}) \qquad (10)$$

$$r_{med} = \frac{1}{4}(r_0 + 2r_{45} + r_{90}) \qquad (11)$$

De asemenea, se calculează şi valoarea anizotropiei plane :

$$\Delta_r = \frac{1}{2}(r_0 + r_{90} - 2\,r_{45}) \qquad (12)$$

Pentru ambutisarea pieselor cu rebuturi mici este necesar ca indicii n şi r să aibă valori mari, iar Δr să fie cît mai mic.

Mărimea indicelui de anizotropie depinde şi de dimensiunile grăunţilor cristalini [8] :

$$r_{med} = r_{med_i} + k\,(d^{-0,5} - d_i^{-0,5}) \qquad (13)$$

în care r_{med_i} este valoarea medie a anizotropiei în momentul terminării recristalizării ; k — coeficientul care depinde de gradul de deformare a materialului la laminare, d şi d_i — dimensiunile medii ale grăunţilor cristalini după deformare şi, respectiv, după recristalizare.

În cazul oţelurilor, se cunoaşte dependenţa dintre dimensiunea medie a grăunţilor de ferită şi indicele n [9] :

$$n = \frac{5}{10 + d^{-\frac{1}{2}}} \qquad (14)$$

Rezultate obţinute. Considerînd simplificat că starea de tensiuni la ambutisare poate fi de întindere plană şi de întindere plus compresiune, deformaţiile specifice în planul semifabricatului vor fi pozitive, egale sau neegale, precum şi una pozitivă şi cealaltă negativă. Dacă pe semifabricat se trasează reţele de divizare de formă circulară, la solicitarea cu o stare de tensiuni de întindere plană vor rezulta diferite valori ale deformaţiilor ε_1 şi ε_2 pozitive, iar pentru întindere plus compresiune sau întindere liniară vor rezulta ε_1 pozitiv şi ε_2 negativ (fig. 3). Determinînd ε_1 şi ε_2 în zona în care apare ruperea, la diferite tipuri de solicitări care să corespundă schemelor simplificate menţionate, se obţine $\varepsilon_1 = f(\varepsilon_2)$ care reprezintă curba limită de ambutisare (*C.L.A.*)

Cercetările experimentale întreprinse pentru semifabricate sub formă de tablă laminată la rece au scos în evidenţă o serie de corelaţii între n_{med}, limita de curgere, rezistenţa de rupere

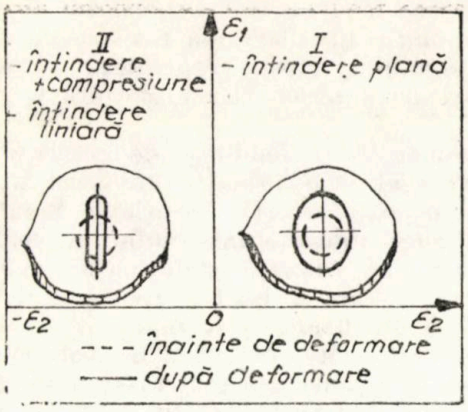


Fig. 3. Scheme de solicitare și domeniile deformațiilor pentru trasarea C.L.A

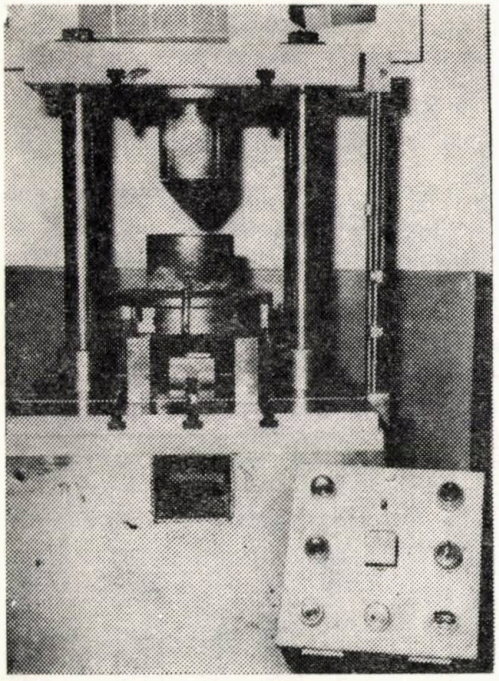


Fig. 4. Matriță pentru ambutisare avînd poanson rigid

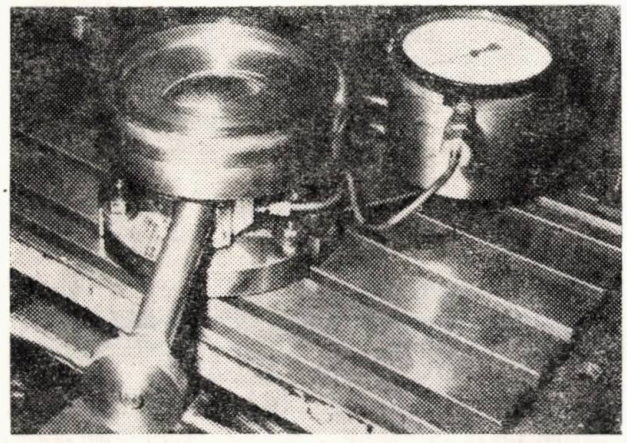


Fig. 5. Instalație de ambutisare hidraulică

la tracțiune, alungirea relativă și indicele Erichsen.

Pe baza acestor cercetări s-au stabilit relațiile :

$$n_{med} = 0{,}30 - 0{,}00056\ R_c \qquad (15)$$

$$n_{med} = 0{,}49 - 0{,}00097\ R_m \qquad (16)$$

în care R_c și R_m reprezintă limita de curgere și respectiv rezistența la rupere în MPa.

Pentru trasarea curbei limită la alungire s-au realizat două tipuri de aparate (fig. 4 și 5), cu ajutorul cărora s-au efectuat încercări pînă la rupere sau pînă la gîtuire (fig. 6). Un exemplu de curbă trasată pentru tablă cu $g = 0{,}5$ mm, destinată ambutisării adînci, este prezentat în figura 7.

Pentru a analiza din punct de vedere energetic procesul de ambutisare este necesar să se calculeze forțele ce intervin. De asemenea, se va ține seamă că simultan cu ambutisarea sau după aceasta, se va executa și tăierea conturului piesei prelucrate, care se face cu forță de tăiere mare.

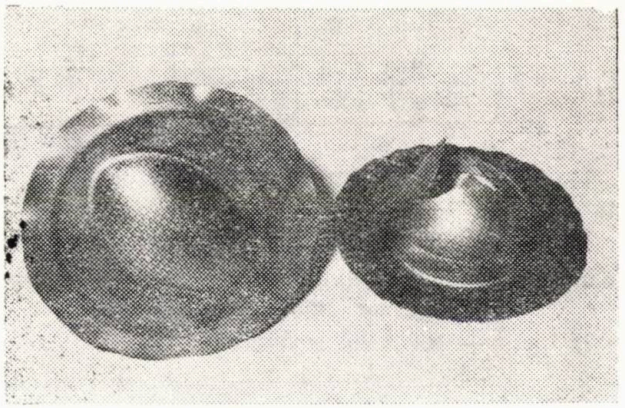


Fig. 6. Probe ambutisate, cu rețele de divizare pe suprafața exterioară

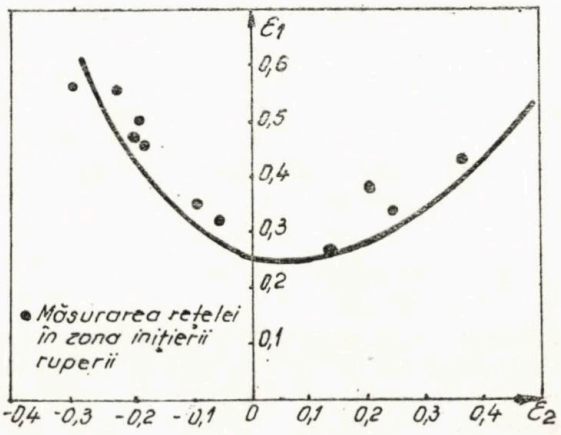


Fig. 7. C.L.A. pentru tablă de ambutisare avînd $g = 0{,}5$ mm

Forța de ambutisare a unei piese cilindrice se calculează cu relația :

$$F_a = \pi \cdot d \cdot g \cdot \left\{ \left[1{,}1\ \sigma_{real} \ln \frac{R}{r} + \frac{\mu Q}{\pi g (r + r_{p1})} \right] \cdot \right.$$

$$\left. \cdot (1 + 1{,}6\ \mu) + \frac{(1{,}5 + \varepsilon_r) \cdot g \cdot R_m}{3(r_{p1} + 0{,}5\ g)} \right\} \quad (17)$$

Atunci cînd se ambutisează un reper complex, folosind reținerea cu ajutorul unei plăci cu nervuri speciale, forța va avea valoarea :

$$Fa_{comp.nerv.} = L_c \cdot g \left\{ \left[1{,}1\ \sigma_{real} \ln \frac{R}{r} + \right. \right.$$

$$\left. + \frac{\mu Q}{\pi g\ (r + r_{p1})} \right] \cdot (1 + 1{,}6\mu) + \frac{(1{,}5 + \varepsilon_r) g R_m}{3(r_{p1} + 0{,}5g)} +$$

$$\left. + 5\ L_r\ g^2 \cdot \frac{(1{,}5 + \varepsilon_r)\ R_m}{3(r_{p1} + 0{,}5\ g)} \right\} \quad (18)$$

Forța de tăiere este :

$$F_t = 1{,}3 \left(1 - \frac{y}{g}\right) \frac{\sigma_{real}}{\sqrt{3}} \left[\frac{\operatorname{arctg} \frac{y}{j_u}}{\sqrt{3} \cdot \varepsilon_{real}} \right]^{\ln(1+\varepsilon_r)} \cdot l \cdot g \quad (19)$$

În aceste relații s-au făcut următoarele notații :

- d este $2r$ diametrul piesei ambutisate ;
- D — $2R$ — diametrul semifabricatului necesar pentru ambutisare ;
- Q — forța de reținere ;
- μ — coeficientul de frecare dintre semifabricat și elementele zonei active ;
- g — grosimea semifabricatului ;
- r_{p1} — raza de racordare a plăcii active ;
- L_c, L_r — lungimea porțiunilor curbe și respectiv a celor reactilinii ale conturului piesei complexe ambutisate ;
- y — adîncimea de pătrundere a elementului activ mobil, pînă în momentul apariției fisurilor de forfecare la tăiere ;
- j_u — jocul unilateral la tăiere ;
- l — lungimea conturului pe care are loc tăierea.

Analizînd aceste relații se observă că ele depind direct de rezistența reală de deformare care se calculează cu o relație de tipul (1), deci de exponentul de ecruisare, de un parametru ce caracterizează alungirea (ε_r) și de o serie de parametri ai procesului.

Deoarece modulul sau exponentul de ecruisare se obține din diagrama reală de deformare a materialului, acesta reprezintă un mijloc complex de apreciere a comportării la deformare.

Se cunoaște că modulul de ecruisare este numeric egal cu deformația uniformă maximă pe care o poate suporta materialul. Rezultă că atunci cînd valoarea modulului de ecruisare este mare și valoarea deformației uniforme maxime pe care o poate suporta materialul, fără să apară ruperea, este mare. La un modul de ecruisare mare, deformațiile vor putea fi preluate de o suprafață mai mare a semifabricatului, fiind repartizate uniform pe piesă, deformațiile locale maxime vor fi mai reduse, iar zonele vecine vor putea fi atrase mai mult în procesul de deformare.

Indicele de anizotropie este corelat cu raportul dintre proprietățile plastice ale materialului în planul semifabricatului și pe grosimea lui. Valoarea sa va caracteriza proprietatea unui material de a opune rezistență mai mare sau mai mică la deformația pe grosime față de lățimea sa.

La valori mari ale acestui indice, semifabricatul prelucrat se va deforma mai mult din lățimea tablei decît din grosime, deci se va subția mai puțin și uniform. În felul acesta suprafața pe care se transmite efectul de deformare este mai mare și ca urmare forța ce poate fi preluată de semifabricat, fără a se produce gîtuirea și ruperea, este mai mare.

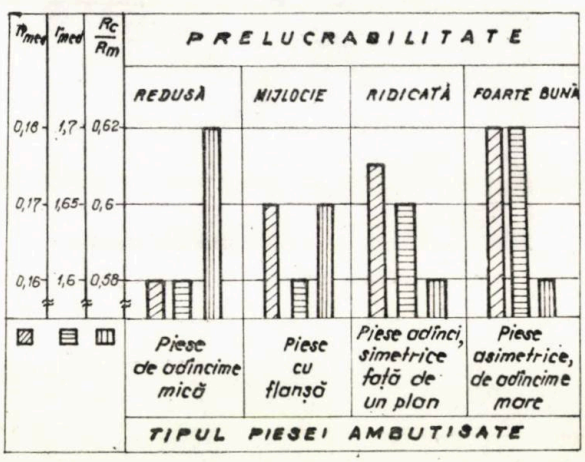


Fig. 8. Valori ale unor indici de prelucrabilitate, pentru diferite tipuri de piese ambutisate

Prelucrabilitatea materialului va fi mai ridicată atunci cînd indicele de anizotropie este mai mare.

Prin determinarea C.L.A. se face o analiză corespunzătoare a prelucrabilității materialului deoarece nici o ruptură nu se produce în piesă în domeniul deformațiilor amplasate sub curba limită de ambutisare ; determinînd teoretic, pentru piesa prelucrată, ε_1 și ε_2 în diferite zone, se stabilesc pozițiile punctelor respective în

raport cu C.L.A. și se poate prevedea dacă piesa poate fi realizată sau nu.

În urma cercetărilor întreprinse, s-au stabilit indicii de prelucrabilitate pentru diferite tipuri de piese (fig. 8).

Prelucrabilitatea în general, și cea prin ambutisare în special, nu mai poate fi apreciată printr-un singur indice; ea trebuie neapărat tratată ca o problemă globală.

Pe lîngă metodele generale (analiza chimică, microstructura, încercările mecanice), se vor folosi în mod obligatoriu și metodele speciale de analiză. care vor cuprinde probe de ambutisare și determinarea unor indici legați de proprietățile intrinseci ale materialului prelucrat. Acestea se bazează pe criterii științifice de analiză a capacității de deformare și, de asemenea, de comportare a materialului prelucrat, în timpul deformării.

Este necesar să se folosească semifabricate cu indici de prelucrabilitate corespunzători pe grupe de repere, în funcție de complexitatea acestora, deoarece valori prea mari ale indicilor n și r nu sînt întotdeauna justificate pentru orice tip de piesă.

În felul acesta, utilizînd corespunzător semifabricatul sub formă de tablă, în funcție de indicii de prelucrabilitate stabiliți, ambutisarea se va putea realiza cu consum energetic scăzut, obținînd un număr mic de rebuturi, deci cu importantă economie de material.

BIBLIOGRAFIE

[1] Gâdea, S. și Petrescu, M. — *Metalurgie fizică și studiul metalelor*, București, Editura didactică și pedagogică, 1979.

[2] Geru, N. — *Teoria structurală a proprietății metalelor*, București, Editura didactică și pedagogică, 1980.

[3] Stănescu, I. — Teză de doctorat, I. P. București, 1969.

[4] Teodorescu, M. și Zgură, Gh. — *Tehnologia presării la rece*, București, Editura didactică și pedagogică, 1980.

[5] Teodorescu, M. — În: Standardizarea română, 23, nr. 12, 1971, p. 620—626.

[6] Teodorescu, M. — În: Metalurgia, R. S. R., 31, nr. 6, 1979, p. 276—279.

[7] Teodorescu, M. — În: Construcția de mașini, R.S.R., 34, nr. 5, 1982, p. 249—255.

[8] Matsudo, K., Shimomura, T. — În: J. Iron and Steel Inst., Japonia, 1970, nr. 56, p. 28—43.

[9] Duckworth, W. E., Baird, J. D. În: J. Iron and Steel Inst., Japonia V. 207, nr. 6, p. 854 — 871.

[10] Negakova, K. și A›e, H. În: Mem. Sci. Revue de Métallurgie, Franța, 77, nr. 4, 1980.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 5, 1986

Posibilitatea utilizării pentru cocsificare a cărbunilor bazinului din Bureinsk, p. 6 — Posibilitatea utilizării deșeurilor producției cocsochimice în calitate de liant, la brichetarea încărcăturii de cărbune, p. 16 — Determinarea gradului optim de mărunțire a încărcăturilor de cărbune la pregătirea lor pentru cocsificare, p. 20 — Proprietățile combustibilului de cocs brichete din cărbuni slab aglutinați, cu lianți mezogenici, p. 22 — Calculul productivității cuptorului inelar, p. 25 — Studierea transformărilor hidrocarburilor aromatice în cocs pe baza exemplului pirolizei comune a antracenului și fenantrenului, p. 27 — Perfecționarea procesului de regenerare a absorbantului alcalin de la epurarea sulfului în vid cu carbonat, p. 30 — Influența impurităților soluțiilor asupra cristalizării sulfatului de amoniu, p. 33 — Epurarea gazului de cocs de naftalină în compartimentul de condensare, p. 36 — Modificarea compoziției gudronului de huilă, p. 40 — Intensificarea eliminării din gudronul de cărbune a substanțelor insolubile în chinolină, p. 43 — Perfecționarea planificării consumurilor convențional-permanente în prețul produselor cocsochimice, p. 45 — Epurarea biologică de azotul amoniacal a apelor reziduale la întreprinderile cocsochimice p. 52 — Determinarea probabilității apariției unei situații de avarie la descărcările electricității statice, p. 55.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 13, 1986

Capitalul investit în om — cel mai important factor de producție, p. 711 — Progrese în tehnica materialelor prezentate pe bază de exemplu, p. 715 — Progrese în domeniul oțelurilor de construcție nealiate și slab aliate, p. 717 — Progrese în domeniul oțelurilor pentru tablă subțire și bandă pentru deformare la rece, p. 723 — Progrese în domeniul oțelurilor de construcție aliate, p. 729 — Progrese în domeniul oțelurilor refractare și superrefractare, p. 733 — Progrese în domeniul oțelurilor inoxidabile, p. 739 — Clasificarea pe sorturi a materialelor pentru cilindri forjați, p. 745 — Sisteme de întreținere și rolul lor în întreprinderile moderne, p. 749— Dezvoltarea capacităților de producție în industriile siderurgice ale țărilor din Piața Comună a celor zece, p. 751 — Educație astăzi — importanța și recunoașterea în societate, p. 67 — Nou din trecut: Situația industriei metalurgice în diferite țări; Norgvegia ca țară producătoare de fier, p. 80.

Ing. L. Frumosu și ing. I. Avram
Intreprinderea metalurgică Neferal

Recuperarea în vid a componenților aliajelor dure sinterizate, dezagregate în zinc lichid

CZ : 669.018.25 : 669.054.8

Considerații generale

Produsele obținute din aliaje dure sinterizate pe bază de carburi metalice de wolfram, titan, tantal și niobiu întrunesc o serie de proprietăți care le conferă largi întrebuințări în toate domeniile industriale și ale tehnicii contemporane.

Din consumul anual de produse din carburi metalice sinterizate, cca 40—50% constituie un fond de materiale sinterizate recuperabile și una din sursele cele mai importante de wolfram secundar.

Avînd în vedere prețurile din ce în ce mai ridicate la materii prime (WO_3 —11 $/kg, Co_2O_3 — 25$/kg, Ta_2O_5 — 125 $/kg) ca și creșterea cererii de produse sinterizate din carburi metalice, cei mai mulți producători au dezvoltat sau dezvoltă tehnologii de reciclare a materialelor refolosibile provenite din aceste produse.

Tehnologiile de reciclare a materialelor sinterizate refolosibile sînt :

1. Tehnologii nespecifice, care tratează aceste materiale ca „minereu de wolfram" și
2. Tehnologii specifice, care regenerează aceste materiale sub formă de amestecuri de pulberi de carburi metalice utilizabile direct la obținerea produselor sinterizate.

În continuare se prezintă tehnologia de recuperare prin dezagregare în zinc lichid la temperaturi de 500—1 000°C în atmosferă de gaz inert, urmată de eliminarea zincului prin distilare și obținerea unui material friabil format din Co și WC—TiC (TaC, NbC) care se macină ușor și se poate introduce în fluxul tehnologic de obținere a amestecurilor de carburi metalice începînd cu faza de măcinare umedă.

Diagrama de echilibru Zn—Co

Diagrama de echilibru termic a sistemului binar Zn—Co (fig. 1) prezintă o solubilitate totală în stare lichidă, iar în stare solidă o serie izomorfă de soluții solide cu compoziție variabilă în funcție de temperatură. La concentrații mari de zinc și temperaturi cuprinse între 419 și 566°C se formează soluția solidă γ_2, între 566 și 675°C—γ_1, între 675 și 745°C — δ, iar la temperaturi cuprinse între 745 și 895°C — soluția solidă γ.

În domeniul concentrațiilor mari de zinc, curba lichidus pune în evidență o scădere bruscă a temperaturii de topire a aliajelor zinc-cobalt, pe măsura creșterii concentrației zincului. Astfel, la 73 % (greutate) temperatura este de 895°C, iar la 100% Zn 419°C.

Solubilitatea maximă a cobaltului în zinc crește odată cu temperatura (tab. 1).

Tabelul 1

Solubilitatea cobaltului în zinc în funcție de temperatură

Temperatura, °C	400	566	600	650	675	700	750	850	900
Concentrația Co, %	0,4	0,8	1,8	2	3	3,5	5	13	27

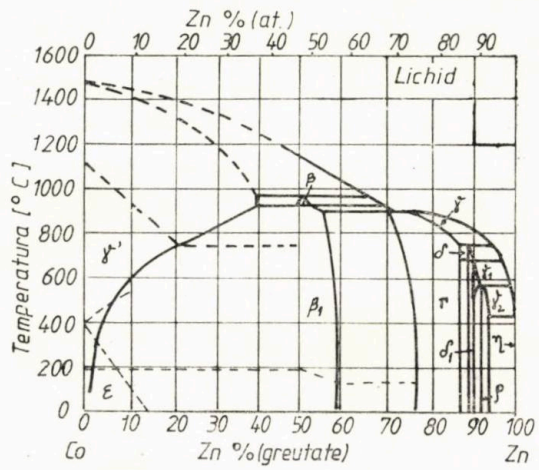


Fig. 1. Diagrama de echilibru a sistemului binar Zn—Co

Mecanismul dezagregării carburilor metalice sinterizate

Se consideră că procesul de dezagregare a materialelor sinterizate în zinc topit cuprinde următoarele etape :

a) topirea zincului și imersia pieselor din carburi în baia de zinc formată ;

b) adsorbția atomilor de zinc lichid pe suprafața carburilor sinterizate ;

c) difuzia zincului din stratul superficial spre interiorul carburii ;

d) formarea de soluții lichide și solide de cobalt în zinc.

Adsorbția este favorizată de prezența microfisurilor sau microporilor care apar în urma uzurii suprafețelor pieselor sau ca urmare a dislocațiilor în procesele de presare și sinterizare. Avînd în vedere temperatura procesului și faptul că zincul este un element tensioactiv s-a stabilit că etapele de absorbție și formare a soluțiilor solide sînt suficient de rapide, astfel încît nu limitează viteza întregului proces.

Etapa care determină viteza de dezagregare după cum s-a stabilit și în mod experimental este difuzia zincului (eventual a cobaltului).

Fluxul molar de difuzie a zincului pentru o direcție dată se calculează cu ecuația :

$$I_{Zn} = -C\,D_{Zn-Co}\,\frac{\partial X_{Zn}}{\partial y} + X_{Zn}\,(I_{Zn} + I_{Co}) \qquad (1)$$

unde :

I_{Zn} este fluxul molar de difuzie a zincului, moli/m².s.

I_{Co} — fluxul molar de difuzie a cobaltului, moli/m².ds.

C — densitatea molară a sistemului, moli/m³

D_{Zn-Co} — coeficientul de difuzie a zincului în cobalt, m²/s.

$\frac{\partial X_{Zn}}{\partial y}$ — gradientul de concentrație a Zn pe direcția de difuzie y

X_{Zn} — fracția atomică a Zn

Prin urmare difuzia zincului are două componente : una datorită existenței unui gradient de concentrație ; a doua datorită difuziei tuturor componenților din sistem.

Deoarece cobaltul este în stare solidă, fluxul său de difuzie este mult mai mic decît cel al zincului și se poate neglija, iar ecuația fluxului de difuzie (1) ia forma :

$$I_{Zn} = -\frac{C D_{Zn-Co}}{1 - X_{Zn}}\,\frac{\partial X_{Zn}}{\partial y} \qquad (2)$$

Avînd în vedere faptul că prin difuzie se formează un strat de aliaj Zn-Co interpus între zincul topit și carbura solidă în care concentrația zincului scade de la interfața Zn—(Zn—Co) spre interfața (Zn—Co)—WC—TiC (TaC, NbC) (gradient de concentrație a zincului din teoria dublului film în transferul de masă) ecuația (2) devine :

$$I_{Zn} = \frac{C \cdot D_{Zn-Co}}{\delta_1}\,(X^0_{Zn} - X_{Zn}) \qquad (3)$$

unde :

δ_1 reprezintă grosimea stratului soluției lichide Zn-Co

X^0_{Zn}, X_{Zn} — fracțiile atomice ale zincului la cele două interfețe ale stratului.

O ecuație similară se obține și pentru fluxul molar de difuzie a cobaltului în zinc lichid :

$$I_{Co} = \frac{C \cdot D_{Co-Zn}}{\delta_2}\,(X^0_{Co} - X_{Co}) \qquad (4)$$

unde :

D_{Co-Zn} reprezintă coeficientul de difuzie a Co în Zn, m²/s

δ_2 — grosimea stratului de difuzie

X^0_{Co}, X_{Co} — fracțiile atomice ale cobaltului la cele două interfețe ale stratului.

Viteza procesului de dezagregare se poate calcula ca produs între fluxul de difuzie al zincului și suprafața de solubilizare.

$$V = I_{Zn} \cdot S = \frac{C \cdot D_{Zn-Co}}{\delta_1} \cdot S\,(X^0_{Zn} - X_{Zn}) \qquad (5)$$

unde :

V — reprezintă viteza de solubilizare, moli/s ;

S — suprafața frontului de solubilizare, m².

Solubilitatea cobaltului în zincul lichid este mică și cea mai mare parte a cobaltului formează cu zincul soluții solide cu compoziții variabile în funcție de timpul de solubilizare.

Cele patru soluții solide se formează în timpul procesului de dezagregare în proporții diferite în funcție de temperatura procesului și de raportul dintre zinc și cobalt.

În primul moment al dezagregării se formează o soluție lichidă care are compoziția dată de curba lichidus pentru temperatura respectivă.

Difuzia în continuare a soluției lichide Zn—Co în interiorul carburilor metalice sinterizate de-a lungul grăunților de carbură duce la dizolvarea unor noi cantități de cobalt și la suprasaturarea soluției Zn—Co și formarea soluțiilor solide în funcție de temperatură. Procesul de formare a soluțiilor solide Zn—Co prin suprasaturarea lor duce la expulzarea grăunților de carbură în afara acestui strat, apariția unui front și formarea structurii lamelare, cu straturi alternative formate din aliaje Zn—Co și WC (TiC, TaC, NbC).

Un rol important în formarea structurii lamelare alternative îl are prezența fazei neutre, carburile metalice care nu reacționează cu zincul. Prin urmare frontul și structura lamelară apar în urma formării de soluții solide cu concentrații variabile în fiecare strat nou care se formează. Difuzia unei noi cantități de cobalt determină expulzarea unor noi cantități de carbură care se concentrează deasupra frontului de soluții solide ce înaintează în masa de zinc lichid sau de soluție lichidă Zn—Co. Stratul care înconjoară grăunții de carburi nedizolvați, format din soluții lichide și solide, difuzează printre ei și distruge rețeaua inițială sau o dilată. Difuzia se desfășoară cu predilecție pe direcțiile microfisurilor și porilor sau în zonele în care există o deformare a rețelei carburii.

După menținerea la temperaturi de 500—900°C un timp suficient pentru distrugerea rețelei carburilor metalice, zincul se elimină din sistem prin evaporare, iar carburile metalice, după o măcinare prealabilă, se introduc în fluxul tehnologic de obținere a amestecurilor de carburi.

Instalație și proces tehnologic de recuperare a componenților din aliajele dure sinterizate

Studiind mecanismul dezagregării materialelor sinterizate refolosibile în zinc lichid și fenomenele care au loc în timpul evaporării și condensării zincului, un colectiv de ingineri de la I. M. Neferal a pus la punct o instalație și un proces tehnologic (brevete RSR nr. 87541/83, 88063/84, 88076/84) care permit recuperarea tuturor componenților din aceste materiale, precum și obținerea pulberii de zinc extrafine cu particule sferice.

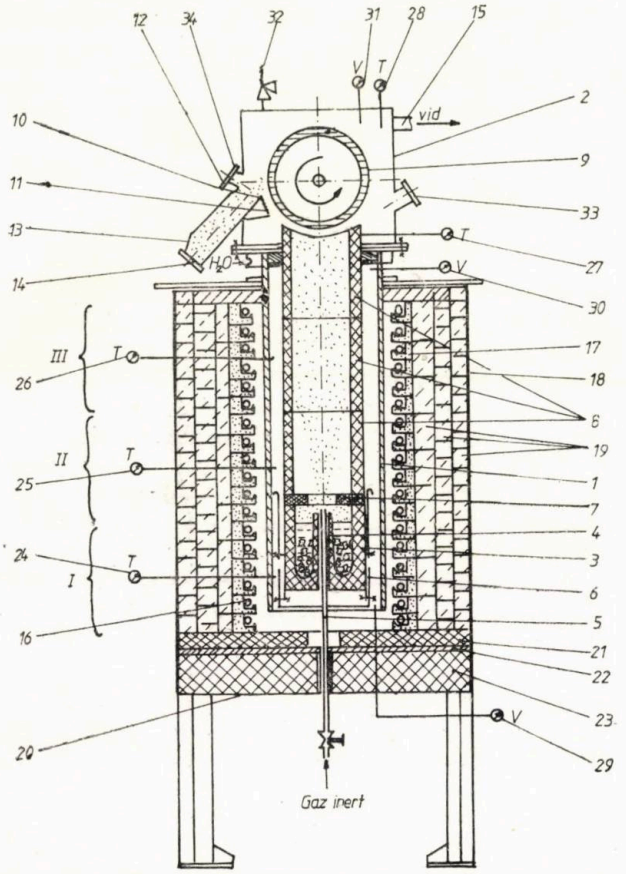


Fig. 2. Instalația de recuperare în vid a componenților aliajelor dure sinterizate și de obținere a pulberii de zinc extrafine

Instalația de recuperare (fig. 2) pusă la punct este alcătuită din incinta metalică inferioară *1* răcită cu apă și cea superioară *2* care se îmbină prin două flanșe. Incinta superioară este prevăzută cu role care permit deplasarea laterală, pentru a putea introduce și scoate creuzetul din grafit *3*, încărcat cu materialele sinterizate recuperabile și bucățile de zinc. Creuzetul din grafit este prevăzut cu un știft central *4*, pentru purjarea gazului inert deasupra suprafeței de evaporare prin conducta *5* din sistemul de alimentare cu gaz. Sistemul de alimentare permite reglarea debitului de gaz într-un interval larg de valori, în funcție de necesitățile procesului tehnologic. Creuzetul din grafit este așezat pe un suport metalic *6*, a cărui înălțime se poate regla în funcție de necesități. Deasupra creuzetului se așază o placă din grafit *7*, prevăzută cu o fantă paralelă cu tamburul care concentrează vaporii de zinc și cilindrii din grafit *8* care conduc și împiedică depunerea vaporilor de zinc pe mantaua metalică.

În incinta superioară *2*, deasupra cilindrilor din grafit *8*, se găsește tamburul rotativ cu pereți dubli *9* prin care circulă apă. Pe tambur condensează zincul sub formă de pulbere extrafină, colectată în mod continuu cu raclorul *10*, a cărui forță de apăsare este reglată cu ajutorul arcului *11* și a șuruburilor *12*, într-un buncăr *13* din care se descarcă prin gura *14*.

Vidul în instalație se realizează cu ajutorul unui agregat de vid, cuplat prin sistemul de vidare cu incinta superioară *2*, prin intermediul conductei *15*, dispusă lateral pentru a nu antrena pulberea de zinc.

Încălzirea se realizează cu ajutorul rezistențelor *16* din sîrmă de kantal, grupate pe trei zone I, II și III care pot fi încălzite independent pentru a realiza un gradient de temperatură necesar pe înălțimea cuptorului. Rezistențele sînt așezate pe suporți speciali *17*, realizați din beton refractar turnat și sinterizat, izolați față de mantaua exterioară *18*, cu straturi de cărămidă refractară ușoară *19*, iar față de placa de bază *20*, prin placa de beton *21* plăcile de azbest *22* și cărămida refractară *23*.

Temperatura se măsoară cu ajutorul termocuplurilor *24*, *25* și *26* pe zonele I, II și III, *27* măsoară temperatura vaporilor de zinc sub tambur, iar *28* temperatura gazelor la ieșirea din incinta superioară (2).

Presiunea din instalație se măsoară cu ajutorul vacuummetrelor *29* la baza incintei inferioare (*1*), *30* la partea superioară și *31* în incinta superioară (2).

Instalația este prevăzută cu supapă de siguranță *32* și vizoare *33* pentru supravegherea procesului de evaporare și condensare, *34* pentru supravegherea raclării pulberii cu sisteme de alimentare cu apă pentru răcire, cu debit reglabil și temperaturi controlate la intrare și ieșire, sistem de alimentare cu gaz inert purificat de apă și O_2, cu debit reglabil și controlat, agregat de vid și sistem de vidare cu filtrare, conducte de legătură, sistem de antrenare a tamburului, care permite realizarea unei viteze de rotație variabilă și rotirea inversă. Prin intermediul panoului de forță se face alimentarea cu energie pe fiecare zonă separat. Instalația poate funcționa în regim manual sau automat.

În vederea recuperării, materialele sinterizate sortate și degresate în prealabil se introduc cu bucăți de zinc R_1 de puritate 99,99% în creuzetul de grafit *3*. Raportul dintre greutatea materialelor sinterizate și cea a zincului variază

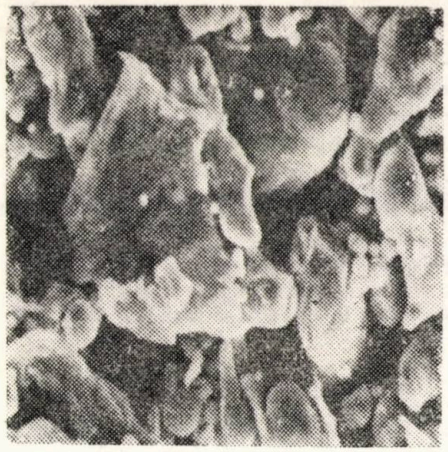


Fig. 3. Pulbere de zinc extrafină cu particule lamelare, ×3500

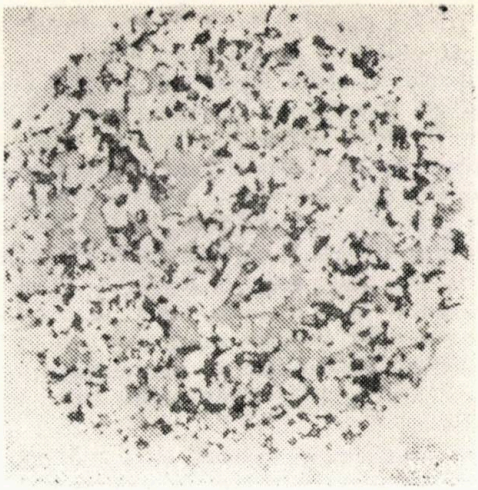


Fig. 6. Structură metalografică a amestecului de tip P 30 obţinut din materii prime primare, ×1500

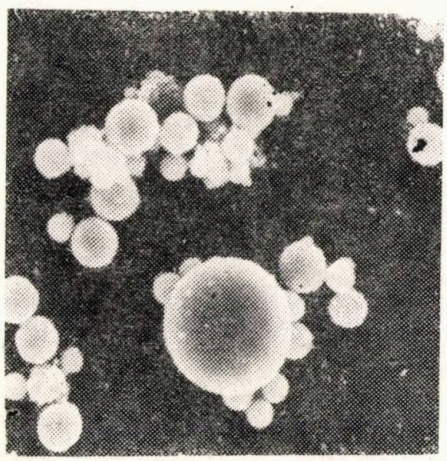


Fig. 4. Pulbere de zinc extrafină cu particule sferice, ×3500

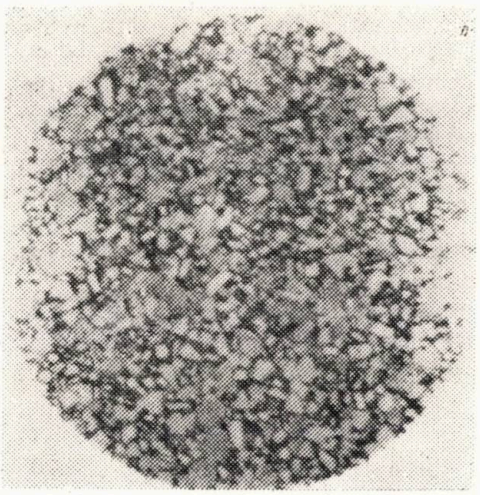


Fig. 7. Structura metalografică a amestecului de tip P 30 obţinut din materiale recuperate, ×1500

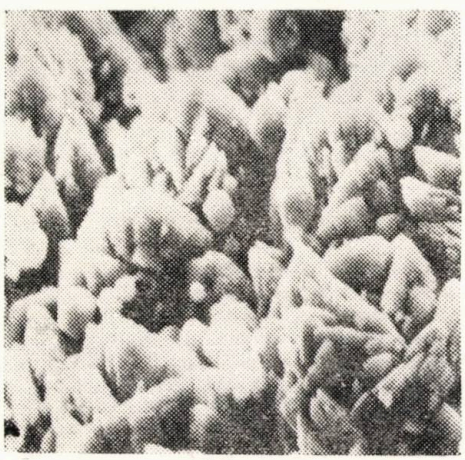


Fig. 5. Pulbere de zinc extrafină cu particule neregulate, ×3500

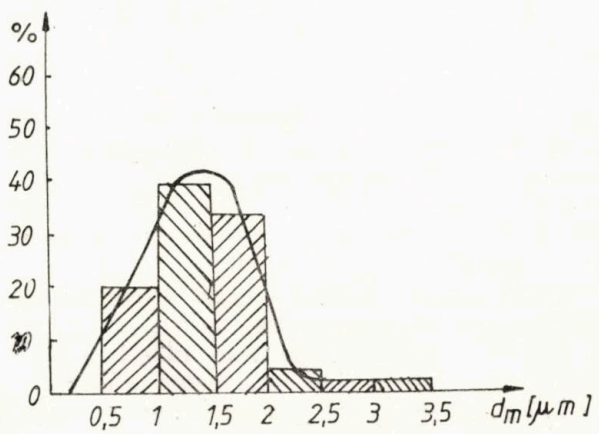


Fig. 8. Curba de distribuţie a pulberii de zinc extrafine cu particule sferice

de la 1,5—1 pînă la 10—1, în funcţie de conţinutul de cobalt şi de mărimea lor.

Creuzetul încărcat şi placa de grafit *7* se introduc în incinta inferioară 1 şi se aşază pe suportul metalic 6. După aşezarea cilindrilor din grafit *8* se aduce incinta superioară *2* deasupra celei inferioare *1* şi se etanşează. Se porneşte agregatul de vid şi se elimină aerul din instalaţie timp de 10—20 minute, după care se cuplează încălzirea pe toate cele trei zone I, II şi III şi se ridică temperatura pînă la 350—400°C, după care se începe purjarea gazului inert (N_2 sau Ar) prin intermediul sistemului de alimentare cu gaz şi al ştuţului central *4* deasupra suprafeţei de evaporare.

În continuare se reglează şi se măreşte temperatura independent pe fiecare zonă, astfel încît să se creeze un gradient de temperatură pe înălţime care să permită condensarea şi depunerea integrală a pulberii de zinc pe tamburul rotativ *9*. Vaporii de zinc antrenaţi de jetul de gaz inert condensează pe tamburul rotativ sub formă de pulbere extrafină care este colectată în mod continuu cu ajutorul raclorului *10* în buncărul *13*. Debitul de gaz inert, presiunea din instalaţie şi viteza de rotaţie a tamburului sînt strîns corelate cu temperatura de evaporare şi cu presiunea parţială a vaporilor de zinc în condiţiile date, deoarece acestea influenţează direct productivitatea instalaţiei şi caracteristicile pulberii de zinc (forma şi dispersia particulelor) (fig. 3, 4 şi 5).

Pe măsură ce zincul se evaporă, scade concentraţia şi presiunea lui de vapori în soluţia Zn—Co—WC după legea lui Raoult :

$$P_{Zn} = p^0_{Zn} \cdot X_{Zn}$$

unde : P_{Zn} reprezintă presiunea vaporilor de zinc în soluţie;
p^0_{Zn} — presiunea vaporilor de zinc pur;
X_{Zn} — fracţia atomică a zincului în soluţie

şi din această cauză temperatura se măreşte în mod continuu pînă la 950°C şi presiunea se micşorează pînă la $10^{-1} - 10^{-2}$ mm col. Hg. După terminarea evaporării zincului din creuzet, care se observă prin vizoarele *33* şi *34*, se decuplează încălzirea şi se răceşte creuzetul cu materialul rămas în jet de gaz inert, se deschide instalaţia prin deplasarea incintei superioare *2* şi se scoate creuzetul. Se descarcă materialul friabil format din amestecul de Co şi carburi şi se macină în mori cu bile.

După sitare, bucăţile mari nedezagregate complet se reintroduc în cuptor cu o şarjă nouă, iar fracţia măcinată se introduce direct în fluxul de fabricaţie a amestecurilor de carburi metalice, începînd cu faza de măcinare umedă.

În timpul măcinării umede se execută corecţia compoziţiei amestecului, în funcţie de necesităţi şi de cantităţile minime de componenţii proaspeţi care trebuie adăugaţi.

Pulberea de zinc extrafină cu granulaţie $\leqslant 3\ \mu$ şi particule sferice se întrebuinţează la obţinerea lacurilor şi vopselelor anticorozive.

Concluzii

Principalele avantaje ale acestui proces tehnologic sînt : nu impurifică mediul înconjurător; prezintă un flux tehnologic foarte scurt; preţul prelucrării materialelor prin această metodă este de 1/4 faţă de cel rezultat la aplicarea altor metode; permite recuperarea integrală a tuturor componenţilor materialelor sinterizate direct sub formă de amestec de pulberi şi obţinerea de produse sinterizate, cu caracteristici identice cu cele ale produselor obţinute din materii prime primare (fig. 6 şi 7); permite obţinerea pulberii de zinc extrafine cu granulaţie $\leqslant 3\ \mu$ (fig. 8) şi a particulelor sferice (fig. 4); se pretează automatizării complete şi poate fi urmărit cu ajutorul calculatorului.

BIBLIOGRAFIE

[1] Nicolae, P., Rohr, C., Constantin, I şi Oprea, Fl. Pyrometallurgical Process for the Complex Reclamation of Scrap Hardmetal. În: Proceedings, 11th International Plansee Seminar '85, Austria, vol. 2, 1985.

[2] Oprea, Fl., Taloi, D., Constantin I., Nicolae, P. şi Rohr. C. *Procese de solubilizare în sistemul WC-Co-Zn*, În Comunicări Ştiinţifice, Institutul politehnic Cluj-Napoca. A II-a Conferinţă Naţională de Metalurgia Pulberilor, noiembrie 1983

[3] Oprea, Fl., Constantin I. şi Nicolae P. *Cercetări privind prelucrarea deşeurilor din carburi metalice sinterizate în vederea verificării complexe* A III-a Conferinţă Naţională de Tehnologii neconvenţionale Sibiu. 14—15 mai, 1982.

[4] * * * Metal Progress, S.U.A., nr. 5, vol. 101, 1972, p. 79—80.

[5] * * * Metal Powder Report, Anglia, nr. 7, vol. 35, 1980, p. 316

[6] * * * Patent, R.P.P. 35897.

[7] * * * Patent, R.P.P. 46005/1960.

[8] Wih, S., W., H. şi Wang, C., T. *Tungsten*. New York, Plenum Press, 1979.

[9] * * * Metal Powder Report, Anglia, nr. 11, vol. 32, 1977, p. 452

[10] * * * Patent, S.U.A., 3596484.

[11] Yamaguchi, T. şi Okada, M. : In : Journal of the American Ceramic Society, S.U.A., 51529, 1978.

[12] Hansen, M. *Constitution of Binary Alloys*. New York Mc Grawhill, 1958, p. 20.

[13] Yajima, K. şi Yamaguchi, T. In : Powder Metallurgy International, R.F.G., nr. 290—294, 1982.

[14] Oprea, Fl. : *Teoria proceselor metalurgice*, Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1982.

[15] Ţvetnie metalli, U.R.S.S. nr. 2, 1982, p. 34—36.

[16] Ţvetnie metalli, U.R.S.S. nr. 4, 1981, p. 47—49.

[17] Ţvetnie metalli, U.R.S.S. nr. 9, 1983, p. 23—25.

[18] Patent R.S.R., nr. 87541, 1983.

[19] Patent R.S.R., nr. 88063, 1984.

[20] Patent R.S.R., nr. 88076, 1984.

Cercetări privind modificarea proprietăților mecanice și electrice ale aliajelor AlMgSi în procesul de îmbătrînire naturală și artificială

Dr. ing. D. Chircă, ing. Valerica Suciu
și ing. M. V. Suciu
Institutul politehnic — București

CZ : 620.193.918 : 621.785.784

Tratamentele termice bazate pe descompunerea soluțiilor solide suprasaturate reprezintă tehnologii importante de modificare a proprietăților fizico-mecanice ale aliajelor care nu prezintă transformări polimorfice. Deoarece descompunerea soluțiilor solide suprasaturate duce în general la mărirea caracteristicilor de rezistență și duritate, ea este denumită și durificare prin precipitare sau îmbătrînire.

Durificarea prin precipitare se realizează prin interacțiunea dintre dislocații și particulele de precipitat; particulele mici pot fi forfecate de dislocațiile care se mișcă în planele de alunecare, iar particulele mari fiind înconjurate de dislocații duc la efectul de formare a unor bucle de dislocații și de micșorare a distanței efective dintre particule.

Pentru o cantitate dată de atomi străini, distanța dintre particule depinde de mărimea lor. Pentru a realiza maximum de durificare pentru o compoziție dată este, deci, necesară o distribuție controlată a particulelor. În aliajele pe bază de aluminiu acest lucru poate fi realizat prin tratament termic.

Aliajele din sistemul AlMgSi, ca de altfel și alte aliaje ale aluminiului, constituie un exemplu cunoscut pentru posibilitatea formării zonelor G.P. prin interacțiunea complexă dintre aluminiu și elementele de aliere. În cazul aliajelor AlMgSi se știe că elementul esențial îl constituie compusul Mg_2Si, însă un studiu sistematic și detaliat al comportării la îmbătrînire a acestor aliaje nu a fost pînă acum realizat.

Experimentări efectuate

În prezenta lucrare sînt expuse rezultatele determinărilor experimentale efectuate pe patru aliaje de tip AlMgSi (tab. 1) supuse îmbătrînirii în diferite condiții de temperatură și timp, după tratamentul de punere în soluție.

Influența timpului de menținere la temperatura camerei asupra proprietăților mecanice și electrice s-a studiat prin măsurători ale caracteristicilor respective, într-un interval de timp de

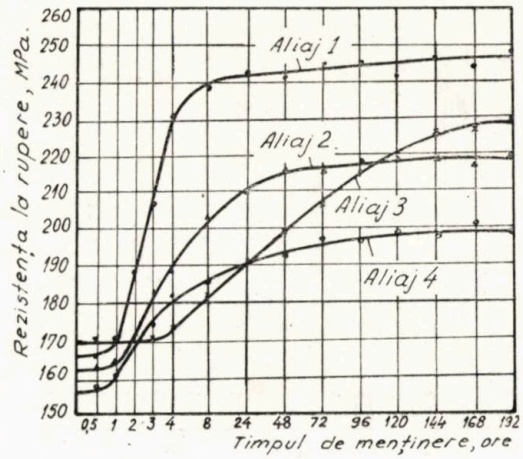


Fig. 1. Influența timpului de menținere la temperatura camerei (+20°C) asupra rezistenței la rupere a aliajelor AlMgSi (starea inițială — pus în soluție)

192 h. Variația în timp a caracteristicilor este prezentată în diagramele din figurile 1, 2 și 3. Din figura 1 se constată că valorile rezistenței la rupere cresc în timp, profilul curbelor de variație a acestei caracteristici prezentînd un aspect sigmoidal. În cazul tuturor aliajelor studiate se observă existența unei perioade de incubație care pentru aliajele *1*, *2* și *4* este aproximativ 1 h, iar la aliajul *3* se extinde pînă la aproximativ 3 h. În continuare, valorile

Tobelul 1

Compoziția chimică a aliajelor studiate

Simbolul aliajului	Compoziția chimică, %									
	Si	Mg	Fe	Mn	Cu	Zn	Cr	Ti	Ni	V
1	0,623	0,688	0,286	0,010	0,045	0,032	0,004	0,012	0,004	0,003
2	0,359	0,477	0,243	0,120	0,075	0,088	0,062	0,077	0,003	0,004
3	0,553	0,811	0,442	0,110	0,351	0,040	0,086	0,025	0,003	—
4	0,432	0,633	0,345	0,041	0,095	0,026	—	0,018	—	0,004

rezistenței la rupere cresc repede într-un interval de timp relativ scurt, iar la timpi mai lungi de menținere, pînă la 192 h, creșterile de rezistență sînt relativ mici.

În figura 2 se observă inițial, la un timp de menținere sub 4 h, o creștere ușoară a valorii alungirii la rupere, explicabilă prin relaxarea tensiunilor de călire. În continuare alungirea la rupere scade lent, scăderea valorilor acestei caracteristici în intervalul de timp 4 — 192 h fiind de ordinul 1,5—2%.

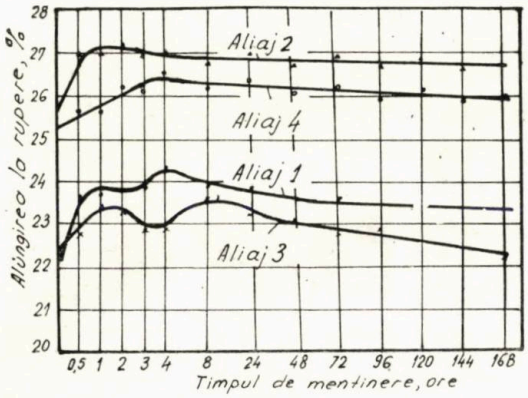


Fig. 2. Influența timpului de menținere la temperatura camerei (+20°C) asupra alungirii la rupere a aliajelor AlMgSi (starea inițială — pus în soluție)

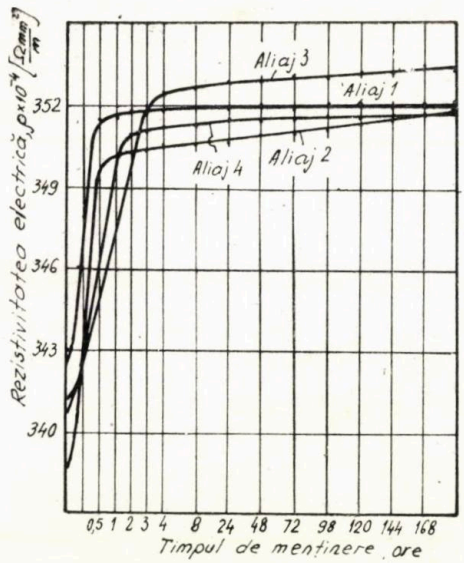


Fig. 3. Influența timpului de menținere la temperatura camerei (+20° C) asupra rezistivității electrice a aliajelor AlMgSi (starea inițială — pus în soluție)

Pe baza determinărilor de rezistivitate electrică au fost construite graficele din figura 3, în care se observă tendința generală de creștere a valorilor rezistivității electrice cu timpul de menținere la temperatura camerei, după tratamentul de punere în soluție. Se remarcă creșterea valorilor rezistivității electrice într-un interval de timp mai scurt decît creșterea valorilor rezistenței la rupere și fără existența unei perioade de incubație net delimitată.

Creșterea rezistenței la rupere și a rezistivității electrice concomitent cu scăderea alungirii la rupere se explică prin formarea și dezvoltarea zonelor Guinier — Preston în aliajele AlMgSi supuse îmbătrînirii naturale.

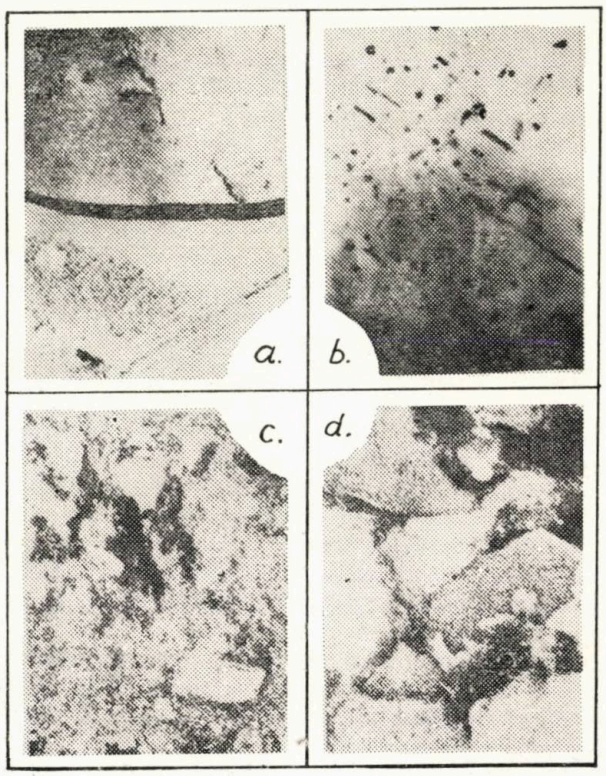


Fig. 4. Microstructura aliajului *1*. Starea : deformat plastic la rece 94,0 % + punere în soluție + îmbătrînire naturală cu diferiți timpi de menținere τ :
a — τ = 24 h, micrografie electronică, mărire 35 000 :1 ;
b — τ = 72 h, micrografie electronică, mărire 35 000 :1 ;
c — τ = 192 h, atac HF 0,5 %, mărire 400 :1 ;
d — τ = 192 h, atac HF 0,5 %, mărire 1 000 :1

În vederea stabilirii corelației dintre structură și proprietăți, au fost realizate și observații la microscopul optic și electronic. Pentru a fi prezentate în lucrare au fost selecționate micrografiile semnificative pentru transformările structurale care apar la îmbătrînire. Astfel, în figurile 4, *a* și 4, *b* sînt prezentate microstructurile electronice realizate pe aliajul 1 menținut 24 h, respectiv 72 h la temperatura camerei, după tratamentul termic de punere în soluție. Ambele micrografii fiind realizate la același ordin de mărire, se observă ușor creșterea în timp a clusterelor. Micrografiile din figurile 4, *c* și 4, *d* realizate prin microscopie optică relevă distribuția fin dispersă a fazei intermediare.

Spre deosebire de menținerea la temperatura camerei a aliajelor AlMgSi după călirea de punere în soluție, încălzirea lor la temperaturi de peste 100°C produce, în intervale de timp relativ mici, transformări sensibile în structura

aliajelor și modificări notabile ale proprietăților mecanice și fizice. În vederea studierii modificării proprietăților mecanice și electrice ale aliajelor AlMgSi în procesul de îmbătrînire artificială, au fost efectuate determinări ale valorilor rezistenței și alungirii la rupere precum și a rezistivității electrice pentru aliajele din tabelul 1, menținute timp de 15 min, 30 min,

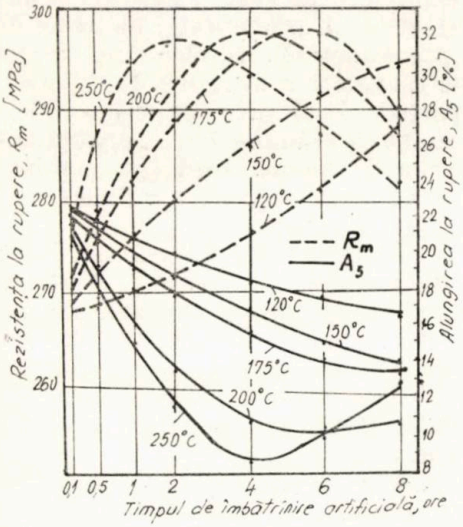


Fig. 5. Variația rezistenței și alungirii la rupere cu temperatura și timpul de îmbătrînire (aliajul *1*)

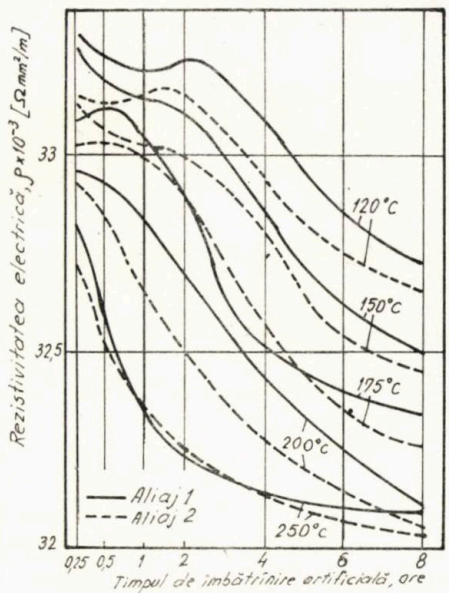


Fig. 6. Variația rezistivității electrice a aliajelor *1* și *2* cu temperatura și timpul de îmbătrînire

1, 2, 4, 6 și 8 h la temperaturile de 120, 150, 175, 200 și 250°C. Evoluția în timp a valorilor rezistenței la rupere și alungirii la rupere este prezentată în graficele din figura 5 (pentru aliajul *1*), iar valorile rezistivității electrice în figura 6 (pentru aliajele *1* și *2*).

Din analiza rezultatelor experimentale se constată că încălzirea la temperaturi de peste 100°C realizează în timp scurt o creștere pronunțată a valorilor rezistenței la rupere, creștere cu atît mai mare cu cît temperatura de menținere (în intervalul 120—250°C) este mai mare. Evoluția în timp a valorilor rezistenței la rupere ale celor patru aliaje menținute la

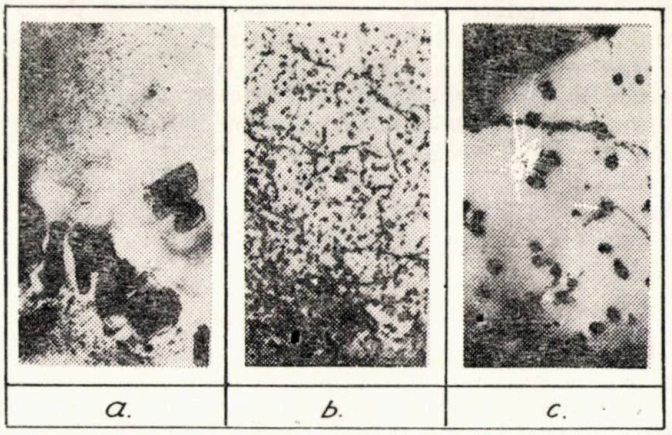


Fig. 7. Microstructura electronică prin transmisie a aliajului *1*. Starea inițială : deformat plastic la rece 94,0 % + punere în soluție + îmbătrînire artificială la 175°C cu diferiți timpi σ:
a — σ = 1 h, mărire 10 000 :1 ;
b — σ = 2 h, mărire 15 000 :1 ;
c — σ = 2 h, mărire 30 000 :1

temperaturile de 175, 200 și 250°C indică prezența unei valori maxime a rezistenței la rupere situată la timpi cu atît mai mici cu cît temperatura este mai mare. Se observă că, pe măsură ce crește suma Mg + Si, valoarea maximă a rezistenței la rupere este situată la timpi mai lungi și are o valoare mai ridicată.

Spre deosebire de variația cu timpul de menținere la temperatură a rezistenței la rupere, care prezintă o valoare maximă, curbele de variație a alungirii la rupere cu timpul de menținere la temperaturile de 175, 200 și 250°C, pentru aliajele studiate, au o valoare minimă care este cu atît mai pronunțată cu cît temperatura de menținere este mai mare.

Alura curbelor de variație a rezistenței la rupere și a alungirii la rupere pentru aliajele studiate arată că la temperaturi mai mari de 175°C, prin menținere la timpi mai lungi decît cei corespunzători punctelor de extreme, rezistența la rupere scade mult concomitent cu creșterea alungirii, fiind posibil ca la timpi de menținere mai mari de 8 h valorile rezistenței să devină mici, iar ale alungirii mai mari decît valorile caracteristicilor respective ale aliajelor în starea pus în soluție. Scăderea rezistenței și creșterea alungirii se explică prin pierderea progresivă a coerenței, precipitatele trecînd spre structura precipitatului de echilibru Mg_2Si.

Din diagramele prezentate în figura 6 se observă că în general valorile rezistivității

electrice scad la creșterea temperaturii și a timpului de menținere. Această scădere se explică atît prin relaxarea tensiunilor de călire și segregarea din soluția solidă a atomilor de impurități (în stadiul inițial), cît și prin pierderea coerenței între precipitate și matrice la timpi lungi de menținere și la temperaturi mai ridicate.

Creșterea continuă a rezistivității concomitent cu scăderea plasticității, în intervalul de timp pînă la punctul extrem, se explică prin formarea și dezvoltarea zonelor G.P., precipitatele formate menținînd coerența cu matricea. Formarea și dezvoltarea zonelor se observă clar în micrografiile electronice din figura 7. Trecerea dislocațiilor prin precipitate este pusă în evidență în figura 7,*b*, iar în figura 7,*c* se observă dislocații cu capetele blocate în precipitate.

Concluzii

Din analiza rezultatelor experimentale prezentate în această lucrare rezultă că îmbătrînirea naturală aplicată aliajelor AlMgSi duce la obținerea unor proprietăți de rezistență modeste datorită interacțiunii slabe dintre precipitate și matrice, cea mai ridicată rezistență la rupere obținîndu-se pentru aliajul *1*(240 MPa după 8 h de îmbătrînire naturală). Îmbătrînirea duce la scăderea relativ mică a alungirii la rupere și a conductibilității electrice.

Cele mai importante modificări ale proprietăților fizico-mecanice se produc în primele 8 h la temperatura camerei; după primele 8 h de menținere variația în timp a valorilor caracteristicilor mecanice și electrice devine foarte lentă.

Creșterea temperaturii de menținere influențează sensibil proprietățile aliajelor AlMgSi. Menținerea la temperaturi mai mari de 120°C produce într-un interval relativ scurt de timp (4—6 h) creșteri pronunțate ale rezistenței la rupere și conductibilității electrice, concomitent cu scăderea valorilor alungirii de rupere.

Comparînd rezultatele experimentale obținute, rezultă că la îmbătrînirea artificială intervalul optim de temperatură este cuprins între 170 și 180°C, la un timp de menținere de aproximativ 6h.

Dintre aliajele studiate, cea mai bună îmbinare de proprietăți mecanice și electrice o prezintă, în condițiile menționate, aliajele *1* și *2*, ale căror caracteristici după 6 h de menținere la 175°C sînt: $R_m = 298$ MPa; $A_5 = 14{,}3\%$ și $\rho = 0{,}03247\ \Omega \cdot mm^2/m$ și, respectiv, $R_m = 287{,}8$ MPa, $A_5 = 14{,}5\%$ și $\rho = 0{,}03235\ \Omega \cdot mm^2/m$.

În cazul cînd se urmărește în special obținerea unor proprietăți ridicate de rezistență, este indicată utilizarea aliajului *3* care asigură, după 6 h de îmbătrînire la 175°C, următoarele valori ale caracteristicilor mecanice și electrice: $R_m = 323$ MPa, $A_5 = 9{,}5\%$ și $\rho = 0{,}0334\ \Omega \cdot mm^2/m$.

DAN ZAMFIRESCU

A încetat din viață inginerul Dan Zamfirescu, șef de lucrări la Facultatea de metalurgie a Institutului politehnic București.

Născut la 29 mai 1941 în București, a absolvit Facultatea de metalurgie din cadrul Institutului politehnic București în anul 1969 și și-a început activitatea inginerească la Institutul de Cercetări Tehnologice pentru Construcții de Mașini din București unde a lucrat ca proiectant și cercetător. Începînd cu anul 1972, Dan Zamfirescu a activat în cadrul Institutului politehnic, la Catedra de siderurgie — Facultatea de metalurgie.

Dan Zamfirescu a desfășurat o bogată activitate științifică și tehnică concretizată prin cercetări în domeniile elaborării și turnării oțelurilor speciale, producerii continue a oțelului printr-un procedeu nou, elaborării ferowolframului din concentrate, utilizării energiei electrice și insuflării gazelor reducătoare în furnal în vederea reducerii consumului specific de cocs, optimizării încărcăturii furnalelor, producerii de gaze reducătoare din cărbuni necocsificabili inferiori. Activitatea de cercetare a fost materializată printr-un mare număr de comunicări științifice și articole publicate în reviste de specialitate.

În activitatea didactică Dan Zamfirescu a dovedit multă competență și conștiinciozitate profesională.

Prin dispariția prematură a lui Dan Zamfirescu s-a pierdut un cadru didactic iubit și stimat deopotrivă de studenți și de colegi.

MIRCEA PENESCU

A încetat din viață la Hunedoara fostul director tehnic al Combinatului și al Centralei Industriale Siderurgice Hunedoara, inginerul Mircea Penescu.

Născut la Pitești la 17 decembrie 1923, a absolvit Facultatea de metalurgie a Institutului politehnic București, în specialitatea furnale-oțelărie-turnătorie.

Și-a desfășurat activitatea inginerească la Combinatul siderurgic Hunedoara, de la absolvirea facultății și pînă la pensionarea sa, în anul 1985.

A lucrat la oțelăriile Siemens-Martin nr. 1 și nr. 2, avansînd treptat de la inginer de schimb la șef de secție și apoi inginer șef pentru sectorul oțelării.

Începînd din anul 1972 și pînă în anul 1985 a funcționat ca director tehnic al combinatului și director general adjunct al Centralei Industriale Siderurgice Hunedoara.

Inginerul Mircea Penescu s-a dovedit un remarcabil specialist în domeniul elaborării oțelurilor. În calitate de director tehnic a adus o contribuție valoroasă la realizările combinatului dovedindu-și din plin competența profesională, experiența și talentul de organizator al producției.

Cu Mircea Penescu dispare unul dintre inginerii remarcabili ai siderurgiei românești.

VASILE SAV

La 2 septembrie 1986 a încetat din viață inginerul Vasile Sav, specialist de valoare al industriei noastre metalurgice.

Vasile Sav s-a născut la 21 martie 1930 în localitatea Baia de Arieș, județul Alba, iar în anul 1955 a absolvit cu rezultate strălucite învățămîntul superior metalurgic, obținînd diploma de inginer. Imediat după absolvirea facultății se încadrează pe șantierul Întreprinderii de țevi din Roman, împletindu-și destinul cu cel al întreprinderii în care lucrează pînă la sfîrșitul vieții.

A fost, pe rînd, șeful serviciului mecanic-șef, inginerul șef și directorul întreprinderii și în toate funcțiile și-a îndeplinit cu conștiinciozitate și competență sarcinile încredințate de partid și de stat. Pentru merite deosebite și contribuția adusă în opera de construcție socialistă în patria noastră, Vasile Sav a fost distins cu Ordinul Muncii cl. I și alte ordine și medalii ale R. S. România.

Competența profesională, profilul moral-politic, spiritul civic și omenia au determinat alegerea sa ca deputat în Marea Adunare Națională în două legislaturi consecutive, precum și în funcții de partid, ca membru al Comitetului Județean Neamț și al Biroului Municipal Roman, membru al Comisiei Centrale de Revizie a P.C.R.

A fost un exemplu de dăruire pentru cauza partidului, pentru bunul mers al întreprinderii în care a muncit întreaga sa viață.

Prin dispariția prematură a inginerului Vasile Sav, industria metalurgică românească suferă o grea pierdere.

REÎNNOIȚI ABONAMENTELE LA REVISTĂ PE ANUL

1 9 8 7

METALURGIA

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE

Revista se adresează inginerilor și tehnicienilor din producție, proiectanților, cercetătorilor, cadrelor didactice și studenților din sectoarele metalurgiei feroase și neferoase și de materiale refractare

Abonamentele se primesc pe adresa :

ICEM – OFICIUL DE INFORMARE DOCUMENTARĂ

pentru

INDUSTRIA METALURGICĂ

București, cod 70168

Str. MENDELEEV nr. 21–25, sector 1

cont virament 30.15.0.01.01 BN-RSR filiala sector 6

Costul unui abonament : lei 180 anual

Costul unui exemplar : lei 15

IPROMET
ROMANIA'S IRON AND STEEL INDUSTRY GENERAL ENGINEERING INSTITUTE, DELIVERS THE FOLLOWING TECHNICAL INFORMATION AND ENGINEERING SERVICES FOR DOMESTIC AND FOREIGN CUSTOMERS:

- Feasibility studies and basic engineering for integrated iron and steelworks
- Civil and structural engineering
- Process and system engineering
- Detail manufacturing drawings
- Technical assistance for erection, no-load and on-load tests, commissioning

Ipromet issues engineering documents, drawn up based on the institute's own design, for the following metallurgical units:

- Raw materials storage yards with a handling capacity of 15 million tons/year
- 50 - 500 m^2 sinter plants
- 700 - 3500 m^3 blast-furnaces
- B.O.F. steel plants with 180-ton converters
- Electric steel plants with 20-ton, 50-ton and 100-ton electric furnaces
- Coke-oven plants of 250-850 thousand tons of metallurgical coke/year
- Electrode plants with a capacity of 30-60 thousand tons/year
- Acid, neutral and basic refractory plants with various outputs

1981 LD 2 B.